



Catarina Filipa Vieira Brites

Licenciada em Ciências da Engenharia Mecânica

Integridade Estrutural de peças de alumínio obtidas por HPDC e *Rheocasting*

Dissertação para obtenção do Grau de Mestre em
Engenharia Mecânica

Orientador: Teresa Leonor Ribeiro Cardoso Martins Morgado, Professora
Associada, FCT-UNL

Co-orientador: António José Freire Mourão, Professor Associado, FCT-UNL



FACULDADE DE
CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
UNIVERSIDADE NOVA DE LISBOA

Setembro, 2018

Integridade Estrutural de peças de alumínio obtidas por HPDC e Rheocasting

Copyright ©Catarina Filipa Vieira Brites, Faculdade de Ciências e Tecnologia, Universidade Nova de Lisboa.

A Faculdade de Ciências e Tecnologia e a Universidade Nova de Lisboa têm o direito, perpétuo e sem limites geográficos, de arquivar e publicar esta dissertação através de exemplares impressos reproduzidos em papel ou de forma digital, ou por qualquer outro meio conhecido ou que venha a ser inventado, e de a divulgar através de repositórios científicos e de admitir a sua cópia e distribuição com objetivos educacionais ou de investigação, não comerciais, desde que seja dado crédito ao autor e editor

Aos meus pais...

AGRADECIMENTOS

À minha orientadora, a Professora Doutora Teresa Leonor Ribeiro Cardoso Martins Morgado por todo o tempo, conselhos e orientação disponibilizada tanto nos ensaios práticos como no rumo da dissertação, um grande obrigada.

Ao meu coorientador, o Professor Doutor António José Freire Mourão, agradeço a oportunidade de realizar este trabalho sob a sua orientação e todo o apoio tanto moral como técnico disponibilizado ao longo desta etapa.

Aos técnicos Sr. Paulo Magalhães e Sr. António Campos do Laboratório de Processamento Mecânico de Materiais, Laboratório de Processamento Técnico de Materiais e Laboratório de Caracterização de Materiais do DEMI – Departamento de Engenharia Mecânica e Industrial da FCT-UNL – Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade Nova de Lisboa, por todo o apoio e disponibilidade em auxiliar em qualquer aspeto necessário ao desenvolvimento do estudo, principalmente na preparação de amostras e análise das mesmas.

Ao Professor Doutor Alexandre José da Costa Velhinho do CENIMAT – Centro de Investigação de Materiais da FCT-UNL – Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade Nova de Lisboa por toda o auxílio prestado durante a progressão deste trabalho.

Ao Engenheiro Nuno Guérin e ao Engenheiro Hugo Madeira da Hanon Systems, Portugal, um especial agradecimento pela oportunidade e pela ajuda que sempre, tão prontamente, disponibilizaram para a realização dos ensaios práticos.

Aos meus amigos, a Diana e Paulo por toda a força que me transmitiram e ajuda na elaboração deste documento e a todos os amigos académicos, um obrigado especial por todos os conselhos técnicos e não técnicos, desabafos e momentos de diversão que me proporcionaram.

Ao Diogo, agradeço pela paciência e ajuda que sempre me tentou dar para conseguir ultrapassar os momentos mais difíceis e por todo o esforço em me proporcionar bons momentos que facilitaram a passagem por esta fase.

Aos meus pais e irmã, um grande obrigado, pelo esforço que fizeram desde o início deste percurso até agora, ao seu fim, por toda a paciência, conselhos e força que sempre me tentaram transmitir durante esta fase. Um obrigado por terem acreditado em mim.

Por fim, agradeço a todas as pessoas com quem partilhei esta fase, professores, família, colegas e amigos que me ajudaram de algum modo e com quem partilhei vários bons momentos, facilitando a passagem pela faculdade.

ABSTRACT

This dissertation is based on a comparative analysis between two parts produced in two distinct aluminium alloys, EN AB-42000 and EN AC-46000, manufactured by two processes of permanent mold casting, Rheocasting and High Pressure Die Casting (HPDC), respectively. The motivation and interest of this study, resides mainly on the similarity of both processes and their interest in several distinct industries, being this study proposed by Hanon Systems, Portugal.

In the scope of this investigation, the theoretical fundamentals of both processes were studied, and experiments were done, such as hardness tests and microscope analysis of defects. These allowed to gather data that after being dealt, lead to the characterization of the microstructure, hardness and types of intrinsic defects of both manufacturing processes. The structural integrity of both parts was studied, namely, the calculation of the fatigue limit strength, σ_w , that is directly related to the porosity area and hardness, hence giving, a prediction of durability.

Although the Rheocasting and HDPC processes are identical the production cost and the defect distribution, intrinsic to each, are quite different. So, their knowledge is crucial. The simulation software, Quickcast, was used in a way to check, by altering the production parameters, the presence of hotspots in order to minimize the defect distribution, obtaining information and considerations to take into count during the conceptual and production stages.

It was concluded that despite the part produced by HPDC showed a higher distribution and quantity of defects, the part produced by Rheocasting had more intrinsic defects to the process. However, from the fatigue life prediction study it was possible to conclude that both parts, manufactured in different aluminium alloys, and different manufacturing processes showed durabilities inferior to 10000 cycles and fatigue limit strength inferior to 250 MPa.

RESUMO

O desígnio desta dissertação assenta numa análise comparativa entre peças produzidas por duas ligas distintas de alumínio, EN AB-42000 e EN AC-46000, manufaturadas por dois processos de fundição em molde permanente, *Rheocasting* e *High Pressure Die Casting* (HPDC), respetivamente. A motivação e interesse deste estudo reside sobretudo na similaridade de ambos os processos e o seu interesse para várias e diversas indústrias, sendo este estudo proposto pela Hanon Systems, Portugal.

No âmbito desta investigação, foram estudados os fundamentos teóricos de ambos os processos e levados a cabo estudos experimentais, tais como ensaios de dureza e análises a microscópio de defeitos. Estes estudos permitiram recolher dados, que depois de tratados, levaram à caracterização da microestrutura, da dureza e dos tipos de defeitos intrínsecos aos dois processos de fabrico. Foi investigada a integridade estrutural de ambas as peças, nomeadamente, efetuou-se o cálculo da tensão limite de fadiga, σ_w , que se encontra diretamente relacionada com a área de porosidades e durezas, fornecendo, assim, uma previsão de durabilidade.

Emboras os processos *Rheocasting* e HPDC sejam idênticos o custo de produção e a distribuição de defeitos intrínsecos a cada um dos processos, é diferente. Torna-se, por isso, crucial o seu conhecimento. O software de simulação, *QuikCAST*, foi usado de modo a averiguar, com a alteração de parâmetros de fabrico, a presença de *hotspots*, com intuito de minimizar a distribuição de defeitos obtendo informações e considerações a ter em conta na fase conceptual e de produção.

Concluiu-se que embora a peça produzida por HPDC apresente maior distribuição e quantidade de defeitos, a peça produzida por *Rheocasting* incorpora mais defeitos intrínsecos ao processo. No entanto, no estudo de previsão de vida à fadiga, concluiu-se que ambas as peças de ligas diferentes, e processos diferentes apresentam durabilidade inferior a 10000 ciclos e tensão limite de fadiga de inferiores a 250 MPa.

Palavras-chave: EN AB-42000, EN AC-46000, *Rheocasting*, HPDC, integridade estrutural, defeitos

ÍNDICE

AGRADECIMENTOS.....	III
ABSTRACT	V
RESUMO	VII
ÍNDICE DE FIGURAS.....	XI
ÍNDICE DE TABELAS	XV
NOMENCLATURA.....	XVII
1. INTRODUÇÃO.....	1
1.1 ENQUADRAMENTO	1
1.2 OBJETIVOS	1
1.3 ESTRUTURA.....	2
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
2.1 ALUMÍNIO	4
2.1.1 Contexto histórico	4
2.1.2 Propriedades do Alumínio e das suas ligas.....	5
2.1.3 Aplicações do Alumínio e das suas ligas.....	9
2.2 FUNDIÇÃO DE ALUMÍNIO	10
2.2.1 HPDC	11
2.2.1.1 Contexto histórico	11
2.2.1.2 Caracterização e descrição do processo	12
2.2.2 Rheocasting	17
2.2.2.1 Contexto histórico	17
2.2.2.2 Caracterização e descrição do processo	18
2.2.3 Previsão de Defeitos.....	22
2.2.4 Considerações de Design	25
2.2.5 Processos Alternativos	27
2.3 MÉTODOS DE PREVISÃO DE VIDA.....	28
3. MÉTODOS EXPERIMENTAIS	32
3.1 PROCEDIMENTO DE PREPARAÇÃO DE AMOSTRAS	32
3.1.1 Procedimento dos Ensaios de Dureza.....	41
4. SIMULAÇÃO DE ELEMENTOS FINITOS	44

4.1	INTRODUÇÃO	44
4.2	SIMULAÇÃO NUMÉRICA.....	46
4.2.1	<i>Métodos</i>	46
4.2.2	<i>Resultados</i>	47
5.	DISCUSSÃO DE RESULTADOS	50
5.1	CONTABILIZAÇÃO DE DEFEITOS	50
5.2	ENSAIOS DE DUREZA	57
5.3	ANÁLISE DA MICROESTRUTURA.....	68
5.4	PREVISÃO DE VIDA	73
6.	CONCLUSÕES E FUTUROS TRABALHOS	76
7.	BIBLIOGRAFIA.....	78
ANEXO I.	FICHA TÉCNICA DA LIGA EN AB-42000.....	82
ANEXO II.	FICHA TÉCNICA DA LIGA EN AC-46000.....	83
ANEXO III.	DISTRIBUIÇÃO DE DEFEITOS DE AMOSTRAS DA PEÇA OBTIDA POR HPDC.....	84
ANEXO IV.	DISTRIBUIÇÃO DE DEFEITOS DE AMOSTRAS DA PEÇA OBTIDA POR RHEOCASTING.....	89

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1 - a) Inclusões de FeAl₃ na liga de alumínio 1100 b) Precipitado de Mg₂Si na liga de alumínio 5467 [9], [13]	8
Figura 2 – Liga de alumínio 443 a) obtida por moldação em areia com silício grosseiro e inclusões b) obtida por fundição de molde permanente com dendrites finas de silício devido a arrefecimento rápido c) obtida por fundição injetada com uma microestrutura fina [9], [13]	9
Figura 3 - Caixa de Transmissão produzida por fundição injetada com a liga 380.0 [6]	10
Figura 4 - Constituição de uma unidade de HPDC de Câmara Fria [21]	13
Figura 5 - Processo de injeção em câmara fria: (1) Fixação (2) Injeção (3) Arrefecimento (4) Ejetar (5) Aparar [19]	14
Figura 6 - Microestrutura da liga EN AC-46000 produzida por HPDC: A) junto ao exterior da parede B) afastado da parede [27]	16
Figura 7 - Exemplo de peça obtida por HPDC: Corpo de bomba de água Opel Corsa D1.4 16V [18]	17
Figura 8 - Microestrutura do material de base da liga de alumínio 357 a) na forma globular típica de processos semi-sólidos b) na forma dendrítica típica de processos convencionais de injeção [30]	19
Figura 9 - Ilustração das fases do processo de Rheocasting [19]	19
Figura 10 - Esquema de um <i>rheocaster</i> de elevadas temperaturas [17]	20
Figura 11 - Exemplo de aplicação de Rheocasting: Pinça do Freio [19]	21
Figura 12 - Em cima: Peças obtidas por HPDC; Em baixo: Peças obtidas por rheocasting (Hanon Systems, Portugal)	22
Figura 13 - Tipos de Porosidades típicas de fundição injetada: (à direita) poro devido à contração na solidificação; (à esquerda) poro devido ao aprisionamento de ar durante o fluxo de injeção [20]	24
Figura 14 - Exemplo de alteração na geometria da peça de modo a facilitar a solidificação [43]	26
Figura 15 - Influência da linha de partição na pressão do ar na cavidade do molde [43]	27
Figura 16 – Ilustração do processo de Squeeze Casting [19]	28
Figura 17 – Esquema de dimensões gerais (em mm) da peça obtida por HPDC designada por MotorHousing YF	33
Figura 18 – Esquema de dimensões gerais (em mm) da peça obtida por Rheocasting designada por MotorHousing R006	33
Figura 19 - Esquema de numeração de cada fatia da peça produzida por HPDC	35
Figura 20 - Esquema de numeração de cada fatia da peça produzida por <i>Rheocasting</i>	36

Figura 21 – À direita: Fatia R01 com as amostras 1, 2 e 3; À esquerda: Fatia H10 com as amostras 1, 2, 3, 4 e 5	36
Figura 22 - Corte das Amostras nos Laboratórios do DEMI FCT-UNL.....	38
Figura 23 - EpoxiCure Epoxy Hardener 20-4132-032 (à esquerda) e Resina EpoxiCure 2 Epoxi Resin 20-3430-064 (à esquerda)	38
Figura 24 - Medidas utilizadas na preparação da resina para envolvimento de amostras: À esquerda a medida de resina, no centro a medida da amostra e à direita a medida de endurecedor	39
Figura 25 – (à esquerda) Máquina de Polimento de Amostras <i>Buehler AutoMet 250</i> ; (à direita) pormenor da máquina em funcionamento	40
Figura 26 - Microscópio ótico <i>OLYMPUS CX40</i> (à esquerda), câmara digital <i>OLYMPUS DP21</i> (à direita) e regulador de luminosidade <i>OLYMPUS TH3</i> (ao centro)	40
Figura 27 – Aspeto de amostras após o seu polimento e passagem pelos panos	40
Figura 28 - Microscópio ótico Leica DMI5000 M do CENIMAT.....	41
Figura 29 - Durómetro <i>Mitutoyo Micro Hardness Test Machine HM-112</i> com consola (à direita)	42
Figura 30 - Distâncias mínimas entre indentações de Vickers consecutivas de acordo com a ASTM E384-11 [55]	43
Figura 31 - 10 micro indentações realizadas na amostra H023.....	43
Figura 32 - Resultados de simulação de escoamento sobre potenciais zonas de concentração de defeitos (à esquerda) a uma velocidade teórica de <1 m/s (à direita) a uma velocidade teórica de >2m/s [59].....	45
Figura 33 - Resultados de simulação de escoamento sobre potenciais zonas de concentração de defeitos (à esquerda) com um raio geral de 1 mm (à direita) com um raio geral de 1.6 mm [59] .	45
Figura 34 - Resultados de potenciais zonas de presença de <i>hotspots</i> , e portanto, defeitos de contração [59].....	45
Figura 35 – (à esquerda) Resultado da simulação de solidificação e localização dos <i>hostspots</i> na peça produzida por HPDC (à direita) Modelo CAD da peça produzida por HPDC	48
Figura 36 – (à esquerda) Resultado da simulação de solidificação e localização dos <i>hostspots</i> na peça produzida por <i>Rheocasting</i> (à direita) Modelo CAD da peça produzida por <i>Rheocasting</i>	48
Figura 37 - (à esquerda) Imagem gravada pelo microscópio <i>OLYMPUS CX40</i> (à direita) Imagem tratada pelo ImageJ	50
Figura 38 - Distribuição de Defeitos da peça de HPDC.....	51
Figura 39 - Distribuição de Defeitos da peça de <i>Rheocasting</i>	51
Figura 40 - Esquema transversal do corte da fatia 01 da peça produzida por HPDC com as zonas 2 destacada	52
Figura 41 - Esquema transversal do corte da fatia 02 da peça produzida por HPDC com as zonas 1, 2 e 3 destacadas	52

Figura 42 - Esquema transversal do corte da fatia 04 da peça produzida por HPDC com as zonas 1 e 2 destacadas	52
Figura 43 - Esquema transversal do corte da fatia 05 da peça produzida por HPDC com as zonas 1, 2 e 3 destacadas	53
Figura 44 - Esquema transversal do corte da fatia 07 da peça produzida por HPDC com as zonas 2 e 3 destacadas	53
Figura 45 - Esquema transversal do corte da fatia 09 da peça produzida por HPDC com as zonas 2 e 3 destacadas	53
Figura 46 - Esquema transversal do corte da fatia 10 da peça produzida por HPDC com a zona 3 destacada	53
Figura 47 - Esquema transversal do corte da fatia 01 da peça produzida por <i>Rheocasting</i> com as zonas 2 e 3 destacadas	54
Figura 48 - Esquema transversal do corte da fatia 02 da peça produzida por <i>Rheocasting</i> com as zonas 2 e 3 destacadas	54
Figura 49 - Esquema transversal do corte da fatia 03 da peça produzida por <i>Rheocasting</i> com a zona 2 destacada	54
Figura 50 - Esquema transversal do corte da fatia 04 da peça produzida por <i>Rheocasting</i> com as zonas 2 e 3 destacadas	55
Figura 51 - Esquema transversal do corte da fatia 06 da peça produzida por <i>Rheocasting</i> com as zonas 1 e 2 destacadas	55
Figura 52 - Esquema transversal do corte da fatia 07 da peça produzida por <i>Rheocasting</i> com as zonas 2 e 3 destacadas	55
Figura 53 - Esquema transversal do corte da fatia 08 da peça produzida por <i>Rheocasting</i> com a zonas 3 destacada	56
Figura 54 - Esquema transversal do corte da fatia 09 da peça produzida por <i>Rheocasting</i> com as zonas 2 e 3 destacadas	56
Figura 55 - Gráfico de Probabilidade da Dureza da Amostra H023 da Liga EN AC-46000 produzida por HPDC.....	63
Figura 56 - Gráfico de Probabilidade da Dureza da Amostra H093 da Liga EN AC-46000 produzida por HPDC.....	63
Figura 57 - Gráfico de Probabilidade da Dureza da Amostra H042 da Liga EN AC-46000 produzida por HPDC.....	64
Figura 58 - Gráfico de Probabilidade da Dureza da Amostra H011 da Liga EN AC-46000 produzida por HPDC.....	64
Figura 59 - Gráfico de Probabilidade da Dureza da Amostra H053 da Liga EN AC-46000 produzida por HPDC.....	65

Figura 60 - Gráfico de Probabilidade da Dureza da Amostra R083 da Liga EN AB-42000 produzida por Rheocasting.....	65
Figura 61 - Gráfico de Probabilidade da Dureza da Amostra R013 da Liga EN AB-42000 produzida por Rheocasting.....	66
Figura 62 - Gráfico de Probabilidade da Dureza da Amostra R091 da Liga EN AB-42000 produzida por Rheocasting.....	66
Figura 63 - Gráfico de Probabilidade da Dureza da Amostra R043 da Liga EN AB-42000 produzida por Rheocasting.....	67
Figura 64 - Gráfico de Probabilidade da Dureza da Amostra R032 da Liga EN AB-42000 produzida por Rheocasting.....	67
Figura 65 - Microestrutura da Liga EN AC-46000, com uma ampliação de 20x, a uma escala de 100µm, identificando-se a fase eutética e primária.....	69
Figura 66 - Microestrutura da Liga EN AB-42000, com uma ampliação de 20x, a uma escala de 100µm, identificando-se a fase eutética e primária.....	69
Figura 67 – Aprisionamento de ar encontrado na Amostra H051, com uma ampliação de 100x, a uma escala de 50 µm	70
Figura 68 – Defeito de contração encontrado na Amostra H051, com uma ampliação de 5x, a uma escala de 500 µm.....	70
Figura 69 - Defeito de enchimento encontrado na Amostra H052, com uma ampliação de 20x, a uma escala de 100 µm	71
Figura 70 - Defeito de enchimento encontrado na Amostra R011, com uma ampliação de 5x, a uma escala de 500 µm.....	71
Figura 71 - Fissura encontrado na Amostra R072, com uma ampliação de 10x, a uma escala de 200 µm	72
Figura 72 - Fissura encontrado na Amostra R093, com uma ampliação de 20x, a uma escala de 100 µm	72
Figura 73 - Defeito encontrado na Amostra R061, com uma ampliação de 5x, a uma escala de 500 µm	73
Figura 74 - Curva S-N da liga EN AC-46000 [46]	74
Figura 75 - Curva S-N da liga EN AB-42000 [49]	74

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1 - Sistema de designação das ligas de alumínio.....	7
Tabela 2 - Capacidades de Produção de HPDC [21].....	12
Tabela 3 - Parâmetros de processo para HPDC [26].....	15
Tabela 4 - Vantagens e Desvantagens do Rheocasting face a HPDC [19]	22
Tabela 5 – Especificação dos componentes	32
Tabela 6 - Composição química das ligas de Alumínio EN AB-42000 e EN AC-46000 (de acordo com a norma UNI EN 1676 e 1706), Anexo I e Anexo II	33
Tabela 7 - Propriedades Mecânicas das ligas de Alumínio EN AB-42000 e EN AC-46000 (de acordo com a norma UNI EN 1676 e 1706), Anexo I e Anexo II.....	34
Tabela 8 - Propriedades Físicas das ligas de Alumínio EN AB-42000 e EN AC-46000 (de acordo com a norma UNI EN 1676 e 1706), Anexo I e Anexo II	34
Tabela 9 - Características Tecnológicas das ligas de Alumínio EN AB-42000 e EN AC-46000..	34
Tabela 10 - Dureza de Vickers da liga de Alumínio da liga EN AC-46000 e EN AB-42000	35
Tabela 11 - Codificação de Amostras de HPDC e Rheocasting	37
Tabela 12 - Condições iniciais de Simulação.....	46
Tabela 13 - Contabilização dos Defeitos totais da peça produzida por HPDC e da peça produzida por <i>Rheocasting</i>	51
Tabela 14 - Resultados dos ensaios de dureza de Vickers da Amostra H023	58
Tabela 15 - Resultados dos ensaios de dureza de Vickers da Amostra H093	58
Tabela 16 - Resultados dos ensaios de dureza de Vickers da Amostra H042	59
Tabela 17 - Resultados dos ensaios de dureza de Vickers da Amostra H011	59
Tabela 18 - Resultados dos ensaios de dureza de Vickers da Amostra H053	60
Tabela 19 - Resultados dos ensaios de dureza de Vickers da Amostra R083	60
Tabela 20 - Resultados dos ensaios de dureza de Vickers da Amostra R013	61
Tabela 21 - Resultados dos ensaios de dureza de Vickers da Amostra R091	61
Tabela 22 - Resultados dos ensaios de dureza de Vickers da Amostra R043	62
Tabela 23 - Resultados dos ensaios de dureza de Vickers da Amostra R032	62
Tabela 24 - Teste de Normalidade dos Resultados dos Ensaios de Dureza de Vickers	68

NOMENCLATURA

Siglas

AIM - *Italian Association of Metallurgy*

ASTM – *American Society for Testing and Materials*

AB – *Aluminum Ingot*

AC – *Aluminum Cast Alloy*

AM – *Aluminum Master Alloy*

AW – *Aluminum Wrought Alloy*

CAE – *Computer-Aided Engineering*

CENIMAT – Centro de Investigação de Materiais

EN – *English Norm*

DEMI – Departamento de Engenharia Mecânica e Industrial

FCC – *Face-centered cubic*

FCT-UNL – Faculdade de Ciências e Tecnologias da Universidade Novas de Lisboa

HPDC – *High Pressure Die Casting*

HB - *Hardness Brinell*

HV – *Hardness Vickers*

IC – Intervalo de confiança

MIT – *Massachusetts Institute of Technology*

UTS – *Ultimate Tensile Strength*

Símbolos

$\sqrt{\text{área}}$ – valor extremo de defeitos estimados por estatística

c - *Coeficiente de transferência de calor entre o metal e o molde ($\text{kW/m}^2\text{°C}$)*

e – Enlogamento

E - Módulo de Young

$D1$ – Comprimento da Diagonal Horizontal da Micro Indentação (μm)

$D2$ – Comprimento da Diagonal Vertical da Micro Indentação (μm)

p - Pressão de injeção (MPa ou bar)

p-value – probabilidade de significância

Ra - Acabamento superficial (μm)

t - Tempo de enchimento (s)

t_c - Tempo de ciclo (min)

T_m - Temperatura do molde ($^{\circ}C$)

T_s - Tempo de solidificação (s)

v - Velocidade do metal (m/s)

x, y – coordenadas cartesianas

α – nível de significância

σ_c - Tensão de cedência (MPa)

σ_r - Tensão de rotura (MPa)

σ_w – Tensão limite de fadiga (MPa)

ε - extensão

σ - ε – Curva Tensão Nominal-Extensão Nominal

1. INTRODUÇÃO

1.1 ENQUADRAMENTO

Na indústria existe uma constante necessidade de melhoria. Face ao convencional, é cada vez mais urgente para as empresas obter produtos de alta qualidade com uma simultânea redução de custos. É, portanto, necessário um processo tecnológico com elevada capacidade de resposta à procura e diversidade na aplicabilidade.

A fundição é uma tecnologia que permite a obtenção dos mais complexos produtos para as mais variadas aplicações, com excelentes qualidades finais. Mais concretamente, dentro da fundição existem vários processos, sendo que estes podem ser classificados pelo estado físico do material em semi-sólido ou líquido.

O processo tecnológico *standard*, dentro da fundição, é a fundição injetada a elevadas pressões. Este processo consiste na injeção de material no estado líquido a elevadas velocidades num molde com a forma do produto desejado. Um processo emergente de fundição é o *Rheocasting* e consiste na enformação sob pressão, para um molde, do material no estado semi-sólido.

Os processos são semelhantes no método bem como na eficiência de produção para elevada escala, diferindo, no entanto, nos custos. Pela sua natureza, são adequados para a fundição de materiais não ferrosos como o alumínio e o magnésio.

Para além dos processos tecnológicos é também necessário um conhecimento a nível de design enquadrado na fundição. Este conhecimento permite, desde início, reduzir os custos, diminuir o tempo total de projeto e conhecer à priori as restrições e alcance do projeto, levando assim à tomada de decisões mais informadas.

O presente estudo visa explorar a integridade estrutural das peças de alumínio obtidas por *Rheocasting* e fundição injetada a elevadas pressões, *High Pressure Die Casting* (HPDC), aferindo a durabilidade de ambas e entender restrições de projeto a tomar.

1.2 OBJETIVOS

Este estudo enquadrou-se no interesse da Hanon Systems, Portugal em estudar a influência dos processos de HPDC e *Rheocasting* na integridade estrutural de peças de ligas de alumínio da série 4000 com geometrias distintas. O objetivo é realizar um estudo comparativo entre duas peças de duas ligas de alumínio diferentes com o processo de fundição utilizado na produção e com a presença de defeitos de fabrico. Este estudo engloba uma análise profunda das ligas de alumínio em causa e dos processos de fabrico – HPDC e *Rheocasting*.

Para o efeito, ir-se-á realizar a análise de amostras obtidas de peças fornecidas pela Hanon Systems, Portugal, a microscópio e ensaios de dureza, de modo a se proceder a uma caracterização mecânica dos materiais. Será também realizada uma breve simulação, recorrendo ao programa *QuikCAST*, da presença de *hotspots*.

As peças objeto de estudo estão sujeitas a maquinação após o seu fabrico e as porosidades são críticas devido a introduzirem problemas na integridade estrutural e consequentemente na durabilidade dos componentes. Para além das porosidades serem potencialmente problemáticas na maquinação, também o são ao funcionamento, pois as peças estão sujeitas a fluidos com temperaturas elevadas e pressões elevadas, pelo que, as porosidades tornam-se ainda mais críticas.

Os resultados e conclusões serão posteriormente discutidos de modo a entender o efeito que o processo de fabrico tem na presença de defeitos. As conclusões retiradas deste estudo servirão como uma base de estudo ao projeto de peças produzidas pela Hanon Systems, Portugal, auxiliando na escolha do processos mais adequado para o seu fabrico. As diferentes peças têm diferentes condições de funcionamento e são fabricadas em ligas de alumínio diferentes, sendo que das opções de processos discutidas, a mesma poderá não ser adequada para todas as peças.

1.3 ESTRUTURA

Para a presente dissertação, decidiu-se uma divisão em 6 capítulos, todos eles divididos em subcapítulos.

No primeiro capítulo, a Introdução, é feito um enquadramento da dissertação na realidade da indústria atual, é explicada a motivação para a elaboração do estudo e feita esta breve descrição da estrutura.

No segundo capítulo, a Revisão Bibliográfica, é feita uma revisão aos temas intrínsecos ao trabalho a desenvolver. Primeiramente é realizada uma abordagem ao alumínio e respetivas ligas e as suas propriedades, seguindo-se uma abordagem à fundição e a aspetos inerentes. É feita ainda uma revisão mais concreta aos processos estudados, *Rheocasting* e HPDC, restrições de design, e aos aspetos relativos aos métodos experimentais.

No terceiro capítulo, designado por Métodos Experimentais, faz-se uma descrição do processo de obtenção de amostras, que foram objeto de estudo de defeitos e durezas, bem como dos ensaios de dureza e análises a microscópio.

No quarto capítulo, é feita uma breve introdução à simulação de processos de fundição, bem como os resultados da simulação recorrendo ao software *QuikCAST*, dos hotspots previstos de ambas as peças.

No quinto capítulo apresentam-se os resultados dos ensaios de dureza e as imagens relativas à microestrutura e defeitos, obtidas a partir das análises a microscópio. É apresentado o cálculo da previsão de vida, teórico, de cada uma das peças.

No quinto capítulo, faz-se uma conclusão desta dissertação bem como propostas de trabalhos futuros.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 ALUMÍNIO

2.1.1 Contexto histórico

O alumínio é um dos materiais não ferrosos mais abundantes na terra, sendo o terceiro elemento mais comum tendo apenas oxigênio e silício em maiores abundâncias. Este material, apesar de constituir cerca de 8% da crosta terrestre, há cerca de 100 anos era raro, caro e difícil de produzir [1], [2], [3], [4], [5].

Em 1808, Sir Humphrey Davy, um eletroquímico britânico, reconheceu a existência da alumina, Al_2O_3 , no entanto, apenas em 1825 na Dinamarca, H. C. Oersted, sucedeu na preparação de pó de alumínio. Os anos seguintes foram dedicados ao estudo das características deste metal, tendo-se destacado Wöhler, que listou várias propriedades do material até 1847. O cientista lançou o estudo do alumínio devido à descoberta da sua leveza, estabilidade ao ar e facilidade de enformação, tendo provocado o interesse de outros cientistas [1], [2], [5], [6].

Em 1855, na França, Henri Saint-Clair Deville conseguiu produzir uma barra sólida metálica de alumínio, através do melhoramento do método de produção de Wöhler. Este cientista introduziu assim o alumínio ao mercado. Nesta altura, a sua produção era demasiado cara, quase tanto quanto a do ouro, platina e prata, contudo, este metal, com todas as suas possibilidades, captou a atenção de Napoleão III, que financiou o estudo que permitiu reduzir o custo do alumínio [1], [2], [5], [6].

Nos anos que se seguiram, foram vários os cientistas que produziram avanços no mercado do alumínio. Robert Bunsen apresentou novos métodos de produção, Hamilton Castner baixou o preço e ainda os irmãos Cowle a produziram as primeiras ligas de alumínio com ferro e cobre. Foi, no entanto, em 1886 que Paul Héroult em França e Charles Hall nos Estados Unidos da América chegaram ao mesmo novo processo de produção de alumínio. Este processo consistia na produção eletrolítica de alumínio a partir de alumina e criolite fundida que conduz uma corrente elétrica que permite que a alumina dissolvida na criolite deposite o alumínio como um metal [1], [2], [5], [6].

Os avanços do final do século XIX apenas foram possíveis devido a avanços tecnológicos tais como à invenção do dínamo. Atualmente, a produção de alumínio segue o processo de Bayer, bastante semelhante ao processo criado em 1886, mas a partir da bauxite, que contém aproximadamente 25% de alumínio [1], [2], [5], [6].

O mercado do alumínio teve a sua primeira expansão durante a primeira guerra mundial, passando-se a produzir 132500 toneladas por ano, tendo a segunda expansão se dado durante a

segunda guerra mundial, quando a produção subiu até 1950000 toneladas anuais. A constante procura por este material levou a um desenvolvimento entre os anos 50 e 70, que com o aumento das aplicações dadas, começou a marcar presença no dia a dia. Claramente que com a expansão deste mercado, outros emergiram, tais como o mercado automóvel, a transmissão de eletricidade (torres de transmissão), o mercado da aviação, etc. [1], [2], [5], [6].

A contínua evolução tecnológica relativa aos processos de fabrico, nomeadamente tecnologias de fundição, ligas, reciclagem e mesmo a elevada demanda de várias indústrias prevê mudanças no mercado do alumínio num futuro próximo [1], [2], [5], [6].

2.1.2 Propriedades do Alumínio e das suas ligas

O alumínio é conhecido e largamente aplicado pelas suas excelentes propriedades, tais como excelente condutividade elétrica e térmica, excelente resistência à corrosão, ser um metal leve fácil de obter sob variadas formas e, claro, devido ao elevado número de ligas disponíveis, comercialmente. Abaixo explora-se sucintamente as propriedades no seu estado puro, contudo estas diferem das propriedades das suas ligas, formadas após a adição de metais.

Densidade

É um metal leve com uma densidade de 2.7 g/cm^3 . Apresenta-se com cerca de um terço da densidade do aço e do cobre, e claramente, 2.7 vezes superior à densidade da água. É importante referir que a adição de outros elementos ao alumínio, ou seja, na formação de ligas, a densidade pouco se altera [1]–[9].

Condutividade elétrica e térmica

A 20°C a condutividade térmica é 63.8% da *International Annealed Copper Standard* e a condutividade elétrica, 61,9%. Torna-se, porém, mais condutor de eletricidade e de calor que o cobre, devido à sua baixa densidade. A adição de outros metais ao alumínio baixa, no entanto, as condutividades [2], [7].

Estrutura Cristalina

Aquando da cristalização (passagem do estado líquido para sólido), o alumínio assume uma estrutura FCC, ou seja, cúbica de face centrada, comum a metais dúcteis, explicando, portanto, o baixo custo de produção atual. Como tal, este metal, pode ser facilmente moldado por qualquer processo disponível atualmente.

O seu ponto de fusão é relativamente baixo, aos 660°C , e mesmo a baixas temperaturas, o alumínio não apresenta uma transição dúctil-frágil, e o seu ponto de ebulição é muito alto, aos 2470°C , no entanto estes valores descem com a adição de outros metais [1], [2], [8], [9].

Resistência à Corrosão

Apresenta uma elevada resistência à corrosão devido à fina camada de óxido, alumina, tornando o ideal para condições de elevada exigência. Esta camada estável de alumina, forma-se sempre em ambientes com oxigénio devido à elevada afinidade do alumínio com o oxigénio e pode ser aprimorada através da anodização. No entanto, em ambientes sem a presença de oxigénio, esta camada não se irá formar, podendo até levar à formação de defeitos superficiais devidos à corrosão. É ainda resistente a vários químicos [2], [5], [7].

Propriedades Mecânicas

O alumínio apresenta algumas limitações, como o facto de ter uma dureza relativamente baixa e como tal uma resistência ao uso fraca. Não apresenta limite de fadiga bem definido e, como tal, falhas por fadiga podem ocorrer mesmo para valores de tensão baixos. Em ambientes a elevadas temperaturas, a performance é mais fraca, levando à perda de propriedades mecânicas [5], [9].

Apesar da dificuldade de coerência entre referências verificou-se que o alumínio puro apresenta as seguintes propriedades mecânicas:

- Tensão de cedência, σ_c - 17 MPa;
- Tensão de rotura, σ_r - 45 MPa;
- Enlogamento, e - 60%;
- Módulo de Young, E - 70 GPa;
- Dureza de Vickers – 17 HV

É de salientar que estes valores alteram-se severamente entre ligas e com tratamentos térmicos e até mesmo conforme autor/fornecedor. Tanto as ligas como os tratamentos podem introduzir mudanças favoráveis e desfavoráveis, devendo a escolha basear-se numa relação aplicabilidade-custo [9].

As ligas de alumínio podem ser divididas em dois tipos, ligas para fundição, mais fluidas, designadas assim, precisamente por se obterem diretamente a partir de processos de fundição e ligas para trabalho mecânico, mais dúcteis, que são obtidas sob a forma de lingotes, perfis, trabalhadas a quente e frio para extrusões, forjamentos, chapas, tubos e arames [1], [3], [4].

As ligas apresentam, assim, várias vantagens relativas à maquinabilidade, propriedades mecânicas, etc, face ao alumínio puro. As ligas de alumínio foram ainda divididas em séries conforme as adições feitas [5], [8], [9]. A Tabela 1, apresentada abaixo, descreve a nomenclatura dada às séries de ligas. Esta é feita primariamente pelo processo de fabrico e posteriormente pela composição química.

Tabela 1 - Sistema de designação das ligas de alumínio

Sistema de Liga	Série	Elemento de Liga
Ligas para trabalho mecânico	1xxx	99% min. de Alumínio (Al)
	2xxx	Cobre (Cu)
	3xxx	Manganês (Mn)
	4xxx	Silício (Si)
	5xxx	Magnésio (Mg)
	6xxx	Magnésio (Mg) e Silício (Si)
	7xxx	Zinco (Zn)
	8xxx	Outros elementos
Ligas para fundição	1xx.x	99% min. de Alumínio (Al)
	2xx.x	Cobre (Cu)
	3xx.x	Silício (Si) e Cobre (Cu) e/ou Magnésio (Mg)
	4xx.x	Silício (Si)
	5xx.x	Magnésio (Mg)
	6xx.x	Série não usada
	7xx.x	Zinco (Zn)
	8xx.x	Latão (Sn)

As ligas para trabalho mecânico têm uma designação composta por 4 dígitos, sendo que o primeiro representa o principal elemento de liga, o segundo, caso seja diferente de 0, indica uma modificação na liga de base e o terceiro e quarto número formam um código arbitrário.

As ligas de fundição têm uma designação semelhante, no entanto, é composta por 3 dígitos e um decimal, sendo que o primeiro partilha o mesmo significado com as ligas para trabalho mecânico, o segundo identifica a liga específica e o último número e o decimal indicam para que finalidade a composição é (fundição ou lingote). A esta última acrescenta-se ainda uma letra que indica uma modificação na liga principal.

A esta, acresce ainda a designação do tratamento metalúrgico da liga. Cada uma destas designações tem subdivisões próprias, acrescentando-lhe outras codificações [10].

F – *As Fabricated*;

O – *Annealed*;

H – *Strain Hardened (Wrought Products Only)*

W – *Solution Heat Treated*

T – *Thermally Treated to Produce Stable Tempers Other than F, O, H*

De acordo com a norma EN 573, as ligas forjadas têm ainda o prefixo EN AW-, indicando *Aluminum Wrought Alloy* e as ligas fundidas podem ter um de três prefixos, EN AB-, EN AC- ou EN AM-, indicando, respetivamente, *Aluminum Ingot*, *Aluminum Cast Alloy* e *Aluminum Master Alloy*. Atualmente são reconhecidas cerca de 300 ligas de alumínio [3], [4], [7], [11].

Ao alterar a composição base do alumínio altera-se a forma como este solidifica e a sua fluidez e, portanto, alteram-se as propriedades finais do produto. Elementos como Si, Cu e Mg, ou seja, os principais elementos de base controlam a fluidez e presença da fase eutética enquanto que elementos como Sr, B, Ti, Na e Mn, ou seja, os elementos de liga em menor concentração, controlam a solidificação e, portanto, a morfologia das fases. Existem diferenças notáveis entre cada liga, portanto, nas propriedades mecânicas de cada tipo de liga e mesmo entre cada série. Por exemplo, entre a liga 1xxx e 7xxx a dureza, sensibilidade ao impacto, tensão limite de rotura e tensão de cedência têm uma subida acentuada, enquanto que a ductilidade e a resistência à corrosão têm uma descida acentuada. Já a densidade e o Módulo de Young pouco flutuam [2], [12].

O elemento de liga efetua as principais alterações ao tamanho de grão e às fases, refinando a fase primária e alterando a estrutura eutética. As séries 1xxx a 3xxx são ligas de uma única fase, com a exceção de algumas inclusões. As séries 4xxx e 5xxx apresentam, duas fases. As propriedades destas séries são controladas maioritariamente através do refinamento do grão. As restantes séries apresentam tensões específicas muito boas, no entanto, a quantidade de precipitados é limitada. Já a maior parte das ligas de fundição contém Silício o que confere à liga fase eutética, e, consequentemente, baixos pontos de fusão, fluidez e facilidade de fundição, permitindo que o metal não solidifique prematuramente, contudo, arrefecendo rapidamente [6], [9]. A Figura 1 ilustra a microestrutura de uma liga de alumínio com precipitados e inclusões enquanto que a Figura 2, abaixo ilustra as diferenças da microestrutura de uma liga de alumínio conforme o processo de fabrico.

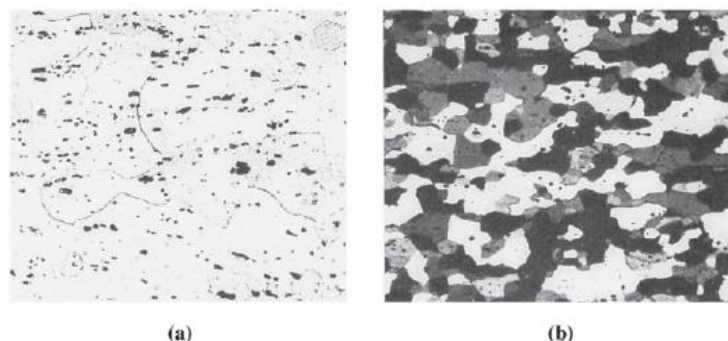


Figura 1 - a) Inclusões de $FeAl_3$ na liga de alumínio 1100 b) Precipitado de Mg_2Si na liga de alumínio 5467 [9], [13]

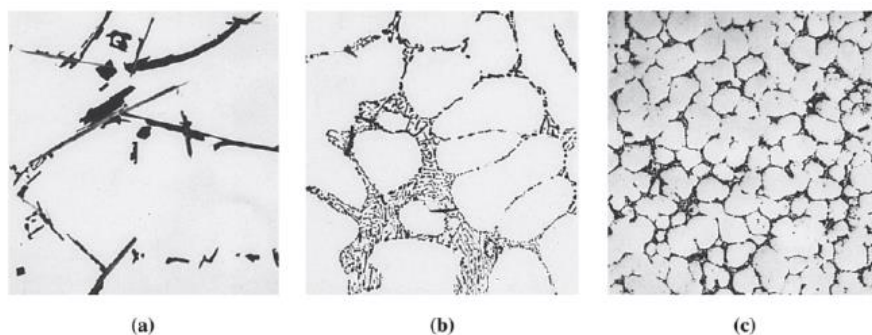


Figura 2 – Liga de alumínio 443 a) obtida por moldação em areia com silício grosso e inclusões b) obtida por fundição de molde permanente com dendrites finas de silício devido a arrefecimento rápido c) obtida por fundição injetada com uma microestrutura fina [9], [13]

Todas estas e outras diferenças tornam cada uma das ligas mais vantajosas para certas aplicações em relação a outras.

2.1.3 Aplicações do Alumínio e das suas ligas

Como referido anteriormente o alumínio tem algumas vantagens em relação a outros metais. A escolha para cada aplicação é um processo cuidadoso que terá de ter em consideração vários fatores, como as propriedades físicas e mecânicas, custo e ambiente. As suas excelentes propriedades, reduzido custo e versatilidade devido à gama de ligas e facilidade de manipulação em diversas formas e por vários processos, provocam, um crescente interesse das indústrias [1], [5].

É um metal leve, o que o torna ideal para a indústria aeronáutica e também o facto de a baixas temperaturas não se tornar frágil tornam-no ainda mais vantajoso para a indústria aeronáutica transacionando também para a indústria aeroespacial (foguetões, etc.). Não tóxico e bom condutor de calor, é largamente utilizado na indústria alimentar, mas também na construção de, por exemplo, radiadores, ou seja, utensílios cujo princípio de funcionamento recorra a trocas de calor [2], [4].

É um material não ferromagnético e, como tal, largamente aplicado na indústria eletrónica e elétrica e por ser bom condutor elétrico é ainda utilizado em ambientes de elevada exigência relativamente à transmissão de eletricidade. Por ser resistente à corrosão é utilizado em ambientes atmosférica e quimicamente agressivos, sendo, portanto, muito importante na indústria arquitetónica e dos transportes (barcos, tanques de transporte, reservatórios pressurizados) e por ser não-pirofórico é adequado a ambientes que envolvam exposição a materiais inflamáveis. Para além destas indústrias, existem muitas mais e dentro de cada uma, o alumínio tem diversas aplicações [2], [4]. A Figura 3 representam uma das aplicações típicas para as ligas de alumínio.



Figura 3 - Caixa de Transmissão produzida por fundição injetada com a liga 380.0 [6]

Claramente, que uma certa liga não é adequada para todas as aplicações acima mencionadas, simultaneamente. O que torna uma liga mais adequada que outra para certa aplicação é o material de adição, restantes adições menores, o tipo de liga, ou seja, se é liga para trabalho mecânico ou liga de fundição, e tratamento, como tal a escolha requer um estudo intensivo. Podem, no entanto, para facilitar este estudo, dividir-se as aplicações em categorias, que variam de acordo com cada autor e podem ser de acordo com vários fatores. Kaufman e Rooy, [6], sugerem 6 categorias, uma categoria geral; uma para ligas resistentes a elevadas temperaturas; uma para ligas resistentes ao uso; uma para ligas de resistência moderada com tensões residuais baixas; uma para rolamentos; e por fim uma para ligas de elevada resistência.. Claramente que algumas aplicações são semelhantes entre elas, variando, portanto, o fator crítico da finalidade da aplicação.

2.2 FUNDIÇÃO DE ALUMÍNIO

Remontando aos primórdios da civilização, a fundição é um processo tecnológico amplamente usado na indústria metalúrgica, sendo que a capacidade de produção anual de peças por fundição era superior a 60 milhões de toneladas, no início do século XXI. Este processo resume-se a vaziar metal líquido numa cavidade, designada de molde, para que este tome uma forma e, portanto, permite a obtenção do mais variado tipo de formas. Devido aos avanços tecnológicos dos últimos anos têm-se desenvolvido cada vez mais processos de fundição o que tem permitido mais avanços tecnológicos [14], [15].

Este processo tem várias vantagens pois permite fundir todo o tipo de metais, obter objetos grandes e de formas variadas que por outros processos teriam de se obter por várias fases, tornando-o mais barato em relação a muitos outros. Dentro da fundição existem vários processos de produção tendo em conta o tamanho, complexidade, material, sendo que se podem dividir por fundição de molde perdido e por fundição de molde permanente [16].

A fundição tornou-se particularmente importante imediatamente após o desenvolvimento do processo de Hall-Heroult. Até então as aplicações dadas ao alumínio eram simples, sendo que, com a fundição deste foi possível substituir alguns metais até então usados. Para além de permitir reduzir o custo de variadas aplicações e até mesmo do alumínio, permite a alteração das propriedades base adicionando outros metais e controlando outros fatores igualmente importantes do material final. A junção deste metal com este processo tem vindo a produzir avanços em várias indústrias desde o século XIX [6].

Este estudo, foca-se apenas em dois processos de fundição, ambos de fundição em molde permanente e ambos comuns de aplicar ao alumínio, a fundição injetada a elevadas pressões, HPDC, e fundição semi-sólida, *Rheocasting*.

2.2.1 HPDC

2.2.1.1 Contexto histórico

No século XIX, concretamente em 1849, surgiu, com maior força, o processo de fundição injetada com a invenção da máquina para impressão operada manualmente. Sendo um processo com quase 200 anos sofreu várias alterações e, desde o seu início, foi expandindo em diversas vertentes, para metais e para metais com cada vez mais altos pontos de fusão, desde chumbo, zinco a cobre e finalmente a ligas de ferro e de injeção a baixa pressão para elevada pressão. No entanto, este desenvolvimento não foi imediato, sendo que de início o desenvolvimento desta tecnologia de fundição estava ao encargo de designers e engenheiros. Como tal, o ênfase era maioritariamente dado aos aspetos relacionados com a manufatura tal como as peças e o molde e não tanto à parte metalúrgica do processo [17], [18].

Charles Babage, em 1869, foi pioneiro no processo de fundição injetada com a criação de um computador com cames, alavancas e engrenagens que necessitavam de ser produzidas com alguma precisão. Alguns anos mais tarde, a primeira máquina manual foi inventada e algumas aplicações começaram a ser produzidas, mas foi em 1892 que as primeiras aplicações comerciais produzidas por fundição injetada surgiram. Contudo, a produção em massa iniciou-se apenas alguns anos mais tarde graças a Wagner que em 1907 criou a primeira máquina operada por pressão sem necessitar de esforço manual e a Doehler que posteriormente introduziu alguns avanços [17], [18].

Durante a primeira guerra mundial, já eram produzidas peças em alumínio por fundição injetada por pressão e, nos anos seguintes, várias mudanças se foram acrescentando às máquinas sendo em 1927 que Josef Polak inventou a máquina de injeção vertical alterando significativamente as condições intrínsecas à produtividade do processo. Porém, a evolução deste processo foi algo lenta a partir de então, tendo causa maioritária na falta de investidores e, por sua vez, a investigação nesta área era algo limitada e, no valor comercial dos metais, que apesar de terem

preços baixos na época de 1930, o seu preço constituía uma grande parte do custo de produção [17].

Apenas a partir da década de 70 a eficiência do processo foi aumentada devido ao crescente interesse de várias indústrias em produzir peças com cada vez maior qualidade, permitindo, assim, um crescimento desta indústria. Apesar dos esforços desde o início do século XX, foi nesta altura que a fundição injetada a elevada pressão se instalou, por completo, no mercado [17].

Atualmente, embora existam ainda os dois tipos de processo de fundição injetada, a elevada e a baixa pressão, tem sido dado grande ênfase aos processos de fundição injetada a elevada pressão, sendo que muitos novos processos se desenvolveram a partir do *High Pressure Die Casting*, a partir de agora designado por HPDC, pois permite a produção de peças com elevada integridade e acabamento superficial e em grande escala [17], [18], [19].

2.2.1.2 Caracterização e descrição do processo

Como referido em seções anteriores, o HPDC é um tipo de processo de fundição injetada, a altas pressões. É um dos processos mais importantes em indústrias tais como a indústria automóvel e indústria eletrónica devido à sua excelente relação qualidade-preço, possibilidade de produção de peças de geometrias complexas e variados tamanhos e reduzindo ainda a necessidade de maquinaria. É relativamente simples, permite uma fácil reciclagem, sendo também esta uma das causas do seu interesse, necessitando apenas do metal, de uma fornalha, da máquina e do molde [20]. A tabela abaixo, Tabela 2, resume sucintamente as capacidades deste processo.

Tabela 2 - Capacidades de Produção de HPDC [21]

Acabamento superficial – Ra (µm)	0.8 – 1.6
Tolerância (mm)	± 0.38
Peso (kg)	0.01 – 230
Espessura (mm)	1.5 – 10
Quantidade (peças)	10000 - 100000

O facto de se aplicarem elevadas pressões e, portanto, elevadas velocidades permite um bom contacto entre o metal fundido e as paredes do molde que por sua vez permite um aumento na taxa de arrefecimento e do coeficiente de transferência de calor e fluxo de calor na interface metal-molde, conferindo vantagens face aos outros processos, no que toca, principalmente, à integridade estrutural da peça e taxas de enchimento bastante rápidas, podendo durar alguns milissegundos para peças pequenas ou meio segundo para peças maiores. Apesar do investimento inicial ser elevado, continua a ser um dos processos mais económicos e produtivos sendo que mais de 50% das fundições de ligas de alumínio são produzidas por HPDC [19], [20], [21], [22], [23].

Dentro deste tipo de tecnologia podemos distinguir duas vertentes pelo tipo de câmara em que ocorre o processo: Câmara Quente e Câmara Fria. O processo de Câmara Quente é utilizado na enformação de ligas com baixo ponto de fusão, como ligas de zinco e algumas ligas de magnésio, enquanto que a Câmara Fria é utilizada na enformação de ligas com ponto de fusão mais elevado, como ligas de alumínio e algumas ligas de magnésio. Em ambos os processos após a injeção do metal no molde, dá-se um arrefecimento rápido seguido da solidificação. Para efeitos deste estudo apenas o processo em câmara fria será aprofundado visto ser este o adequado para alumínio [21], [24]. A Figura 4 ilustra os componentes de uma máquina de Câmara Fria, sendo que é possível identificar que esta é composta, sucintamente, por três unidades, uma unidade de injeção, composta pelo pistão, pelo cilindro hidráulico, pela câmara e manga injetora, pelo molde, composto pelas duas cavidades do molde, o sistema ejeter, respiradores, sistemas de alimentação e gitagem e ainda a unidade de fixação.

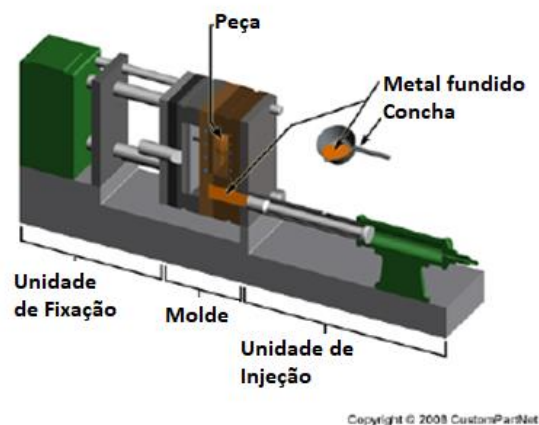


Figura 4 - Constituição de uma unidade de HPDC de Câmara Fria [21]

Este processo é realizado em cinco fases, como demonstra a Figura 5: Fixar, Injetar, Arrefecimento, Ejetar e Corte [21]:

Fixar - Consiste na preparação inicial, a fixação das duas metades do molde. Cada metade é ainda lubrificada a cada 2 ou 3 ciclos, conforme o material, para facilitar a remoção das peças, sendo a lubrificação tanto mais longa quanto maior a complexidade das peças. É então, após a lubrificação que as duas metades são fixadas, com força suficiente para ficarem seguras;

Injetar - Compreende a transferência manual do metal, no estado líquido, com uma concha de fundição, da fornalha, onde é mantido a uma temperatura específica, para a câmara e uma pressão é, então, aplicada, através de um pistão alimentado pelo cilindro hidráulico. Esta pressão é mantida durante o tempo de solidificação, que depende das propriedades termodinâmicas do material e da espessura da peça, sendo este tempo geralmente curto;

Arrefecimento - Começa imediatamente assim que o metal líquido entra no molde e, tal como na segunda fase, o tempo de arrefecimento depende de propriedades do metal e da geometria da peça;

Ejetar - Começa assim que a peça arrefece e as duas cavidades do molde se separa e os pins ejetores, ejetam a peça;

Corte – É o aparar de todos os canais de alimentação que solidificaram com a peça.

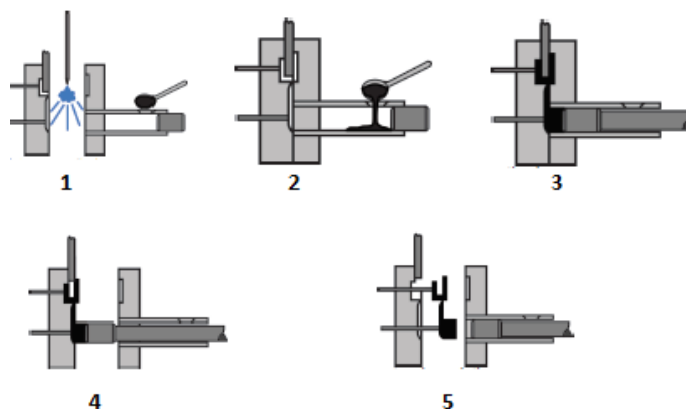


Figura 5 - Processo de injeção em câmara fria: (1) Fixação (2) Injeção (3) Arrefecimento (4) Ejetar (5) Corte [19]

Como é possível de detetar, este processo envolve vários parâmetros desde pressão do pistão, velocidade nos canais, temperatura do molde, temperatura do metal, temperatura do fluido hidráulico, geometria da peça, geometria dos canais de enchimento, geometria do molde, lubrificação, fluido hidráulico e material que afetam as propriedades físicas, mecânicas e estéticas do produto final.

Caso os parâmetros, sejam estes de processo ou design, não forem controlados, é expectável o aparecimento de defeitos, maioritariamente devido ao aprisionamento de gases [25]. A Tabela 3, resume sucintamente os parâmetros de processo mais importantes de HPDC, sendo que parâmetros como a força de fecho do molde – que determina, entre outros, o peso máximo, dependem de máquina para máquina e não são abordados.

Neste sentido, a fase da injeção é crucial ao processo pois está diretamente relacionada com turbulência no enchimento que por sua vez se relaciona com defeitos por falta de enchimento e por aprisionamento de gases, arrefecimento e solidificação. Esta é, portanto, dividida em três fases, de modo a otimizar o processo, nas quais a pressão varia significativamente. Numa primeira fase dá-se uma aceleração controlada do pistão que faz com que o metal contido na manga expulse o ar, seguida de um enchimento mais rápido do molde e após a qual se dá a consolidação a elevadas pressões [20].

Tabela 3 - Parâmetros de processo para HPDC [26]

Parâmetro	
t - Tempo de enchimento (s)	0.05 – 0.2
p - Pressão de injeção (MPa)	10 – 60
v - Velocidade do metal (m/s)	20 – 60
T_m - Temperatura do molde (°C)	120 – 260
T_s - Tempo de solidificação (s)	1 – 10
c - Coeficiente de transferência de calor entre o metal e o molde (kW/m²°C)	20 – 90
t_c - Tempo de ciclo (min)	0.3 – 2

Para além do controlo de parâmetros, a diminuição do tamanho do pistão, contribui para o efeito desejado. Portanto, uma velocidade de enchimento muito pequena pode levar à solidificação do metal na câmara de enchimento e uma velocidade demasiado elevada leva à deterioração da máquina e a defeitos. Relativamente à pressão interna também esta é crucial, especialmente em fundição de peças de espessuras finas pois é nessas secções que existe uma maior tendência a uma solidificação prematura [20], [23], [25].

A temperatura do molde, desempenha um papel importante pois está diretamente relacionado com o coeficiente de transmissão de calor. Esta temperatura, por sua vez, controla-se maioritariamente pelo arrefecimento providenciado nas zonas mais críticas. Uma temperatura muito elevada pode levar à inclusão de metais do molde ou ainda a uma solidificação não uniforme [19], [21].

Também a temperatura do metal está diretamente relacionada com o acabamento da peça final. Temperaturas elevadas conferem ao metal mais fluidez, que permite um enchimento mais fácil do molde, especialmente de secções de espessura mais fina, contudo, uma temperatura muito elevada pode levar à oxidação do metal. O ideal é uma temperatura que permita que a peça esteja parcialmente solidificada enquanto que os canais ainda não para garantir enchimento total. Ou seja, na fase da injeção, i.e., fase de enchimento do molde, é ainda crucial para além das taxas de enchimento, o design dos canais de alimentação, na promoção de um enchimento progressivo, promovendo a inexistência de defeitos, maioritariamente superficiais [19], [21].

A microestrutura final das peças obtidas por HPDC depende da liga utilizada, pois, como referido na seção 2.1.2, algumas fases introduzem fase eutética, inclusões, etc. A microestrutura varia significativamente de zonas espessas para zonas mais finas, e mesmo entre junto ao exterior das paredes e interior, devido às taxas de arrefecimento. Contudo é típico deste processo uma microestrutura com uma fase primária bem desenvolvida e predominante à fase líquida, sendo que a fase primária, pode apresentar algumas dendrites devido às taxas de arrefecimento. Por estas

razões, o uso de refinadores de grão é comum. Estas variações podem-se verificar na Figura 6 em que é visível a predominância da fase sólida e formação de dendrites [27].

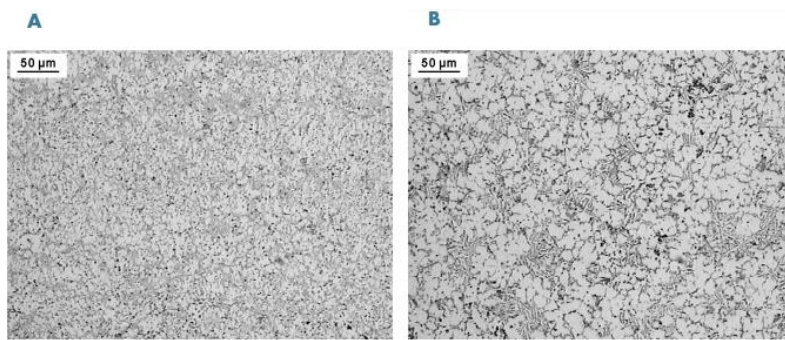


Figura 6 - Microestrutura da liga EN AC-46000 produzida por HPDC: A) junto ao exterior da parede B) afastado da parede [27]

Vários autores compilaram um conjunto de “boas regras” no que respeita ao design destes canais, dos moldes, localização dos sistemas de arrefecimento e todos eles estão interligados entre si, afetando-se mutuamente. Por exemplo, relativamente aos canais, estes geralmente estão conectados com outras fontes de enchimento para garantir o enchimento total do molde aquando da solidificação e arrefecimento. São também acrescentados ao molde pequenos canais que servem de “respiradores”, ou seja, permitem que o ar escape do interior do molde para o exterior e relativamente ao molde, este tem de permitir que o metal fundido circule facilmente e que todas as partes sejam cheias, que exista facilidade na remoção da peça do seu interior [19], [21], [25].

Apesar da popularidade atual deste processo e por ser um processo simples, atualmente as restrições e extensões deste processo, bem como o controlo de todos parâmetros, apesar de crucial, é um estudo *trial and error*. Como já foi referido, foram desenvolvidas e documentadas técnicas de projeto que tentam impedir a ocorrência de defeitos, no entanto, este estudo é maioritariamente acerca das técnicas de fundição propriamente dita e design da peça/molde. A bibliografia neste tópico não é muito extensa nem tem sofrido muitas alterações ao longo dos anos. Relativamente aos parâmetros de processo, apesar de existir alguma bibliografia esta também não é extensa falando maioritariamente em termos mais gerais [22], [24].

Assim, geralmente recorre-se à simulação de elementos finitos que permite simular os parâmetros de processo e de projeto. Recentemente, com o desenvolvimento da chamada CAE – *Computer-Aided Engineering*, têm-se vindo a realizar cada vez mais estudos no que toca à temperatura, pressão e dinâmica do fluido, permitindo reduzir o custo e tempo de produção, devido à menor presença de defeitos. Estes estudos, para além de criarem uma base de dados para o processo de HPDC levaram também ao desenvolvimento de variantes de processo. Tanto os parâmetros de projeto como os de processo ir-se-ão discutir em seções adiante [28], [29].

Este processo partilha aplicações com a maior parte dos processos de fundição injetada, contudo, a possibilidade de obter componentes com formas geométricas complexas, tolerâncias apertadas, excelente acabamento superficial e elevada integridade estrutural torna o HPDC interessante para várias indústrias. Pode-se dizer que o maior interesse deste processo é na produção de peças na indústria automobilística, onde existe uma grande necessidade de peças de geometria complexa em alumínio. É ainda utilizado em praticamente todas as indústrias desde a produção de maquinaria, equipamentos eletrónicos, mobília, etc. [19]. A Figura 7 ilustra um exemplo de aplicação típica para HPDC, onde se pode ver uma peça de geometria bastante complexa.



Figura 7 - Exemplo de peça obtida por HPDC: Corpo de bomba de água Opel Corsa D1.4 16V [18]

O controlo apertado dos parâmetros de processo para minimizar a presença de defeitos, maioritariamente porosidades, nem sempre é suficiente. A presença de defeitos restringe a gama de aplicações dadas ao HPDC, especialmente quando se trata de aplicações em que a peça esteja em contacto com fluídos. Estas diminuem o tempo de vida da peça e põe em risco a integridade total do sistema. Tentativas como a imposição de um sistema de vácuo ao processo de HPDC, foram empregues para tentar diminuir a presença de defeitos, contudo, não sendo suficiente para algumas indústrias, tentaram-se desenvolver outras variantes deste processo, em que as porosidades não fossem uma questão [19], [20].

2.2.2 Rheocasting

2.2.2.1 Contexto histórico

Na década de 70 no MIT – Massachusetts Institute of Technology, quando Spencer, Flemings e Mehrabian descobriram que quando ligas de latão-chumbo são vigorosamente agitadas durante a solidificação, a microestrutura não é dendrítica, mas sim globular surgiu uma nova técnica, a dos metais semi-sólidos. Com as crescentes exigências a nível da qualidade este princípio aplicou-se aos processos de injeção, evoluindo para processos de injeção de elevada integridade. E, assim, o HPDC em conjunto com esta técnica culminaram em processos semi-sólidos. O metal injetado não se encontra no estado líquido, mas sim num estado parcialmente sólido e parcialmente líquido e com exceção do estado do material inicial, decorre de maneira similar ao processo de HPDC [11], [12], [17], [19], [20], [30], [31], [32], [33].

Não foi até há mais de 30 atrás que maior importância foi dada aos processos semi-sólidos devido à necessidade de produzir componentes de alumínio de elevada integridade, maioritariamente devido às exigências crescentes da indústria automóvel. Estes acabaram por se dividir em dois tipos, *Thixocasting* e *Rheocasting*, em que a principal diferença reside na obtenção matéria-prima. Enquanto que no *Thixocasting* o material é preparado a partir de um lingote que foi enformado num estado semi-sólido e então reaquecido até um estado semi-sólido e injetado, no *Rheocasting* o metal é preparado num estado semi-sólido e diretamente injetado [17], [31], [32].

Até recentemente todos os componentes produzidos seguindo o princípio semi-sólido eram obtidos com a técnica de *Thixocasting* contudo acabou por não ser a mais adequado pois a relação preço-qualidade não justificava o elevado investimento. Contudo, o interesse na técnica de produção de metal semi-sólido não cessou, devido à facilidade de manipulação da estrutura globular, e foi, portanto, há 20 anos que várias empresas e investigadores decidiram investir nestes processos surgindo uma série de variantes de *Rheocasting* [30], [31], [34].

A primeira variante desta tecnologia chamada o *New Rheocasting* foi desenvolvido pela Ube no Japão e num curto espaço de tempo várias empresas detentoras de tecnologia de HPDC adotaram esta técnica. Seguiram-se outros como o MIT que inventou o *Semi-Solid Rheocasting* que utiliza duas técnicas de obtenção da pasta. Também empresas como a Honda inventaram o seu próprio processo seguindo o princípio do *Rheocasting*. Estes diferem maioritariamente na microestrutura [30], [31], [33].

Os estudos e trabalhos feitos sobre *Rheocasting* não são extensos nem em grande quantidade e, geralmente associados a HPDC, vêm acompanhados de estudos relativos aos aspetos estruturais, sendo da opinião geral da comunidade científica que este processo apresenta vantagens relevantes face aos processos convencionais, contudo as propriedades finais são algo semelhantes às do HPDC, diferindo maioritariamente na presença de defeitos e em limitações geométricas. Neste sentido, é importante que as empresas detenham conhecimento suficiente acerca dos processos de modo a poder comparar e tomar uma decisão informada acerca de qual técnica utilizar, pois sendo as propriedades finais semelhantes a escolha não é evidente visto que o investimento realizado em cada uma é diferente [12], [35].

Assim, o volume de peças produzidas anualmente não é tão grande quanto a de HPDC, maioritariamente devido ao maior custo de produção, recente evolução, entre outras causas, contudo tem tendência a aumentar exponencialmente nos próximos anos [30].

2.2.2.2 Caracterização e descrição do processo

Rheocasting é um processo que utiliza tecnologia semi-sólida, que se caracteriza principalmente pelo estado físico e pela microestrutura globular característica (Figura 8 a), ao invés da típica estrutura dendrítica (Figura 8b) do material injetado. Consequentemente, ao apresentar uma

estrutura globular confere ao material solidificado propriedades isotrópicas e características tixotrópicas, ou seja, apresenta a capacidade de se tornar temporariamente líquido quando sofre tensões de corte e de se tornar em “gel” quando estático. [19], [20], [35].

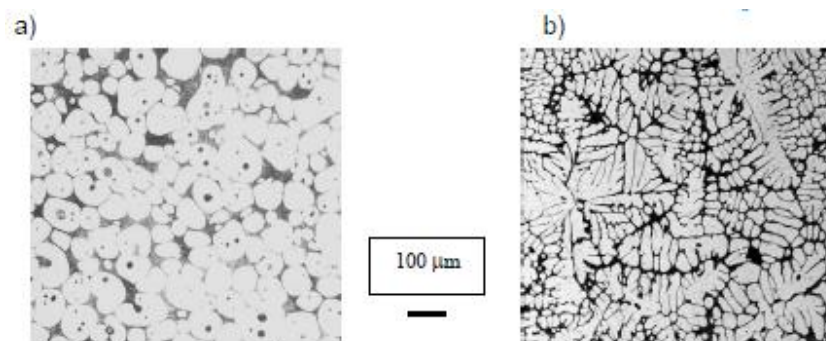


Figura 8 - Microestrutura do material de base da liga de alumínio 357 a) na forma globular típica de processos semi-sólidos b) na forma dendrítica típica de processos convencionais de injeção [30]

Como referido na seção anterior, *Rheocasting* é um processo de fundição injetada semelhante ao HPDC, sendo que a pasta, tipicamente constituída por 25-50% de sólido e 50-75% de líquido é injetada numa matriz seguindo os princípios do HPDC. Como exemplificado na Figura 9, o material é fundido partindo de um lingote e arrefecido até um estado semi-sólido antes de ser enformado. É nesta fase que se altera a microestrutura do metal. De seguida é fundido numa matriz de HPDC, seguindo exatamente as mesmas fases de processo (ver 2.2.1.2). Este processo tem-lhe inerente o reaproveitamento das partes que são aparadas, o que pode introduzir algumas inclusões de metais, contudo torna a alimentação de material mais rentável [19], [30].

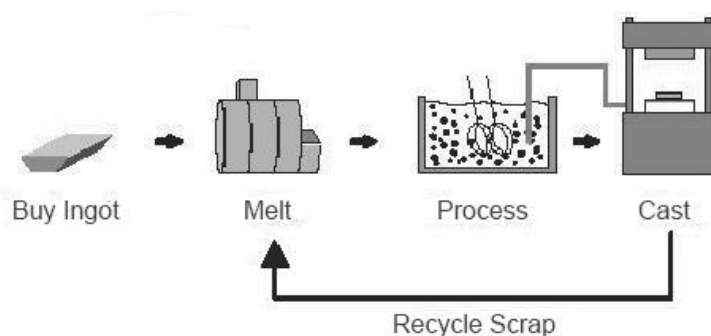


Figura 9 - Ilustração das fases do processo de Rheocasting [19]

Apesar das várias variantes do *Rheocasting* usadas e em desenvolvimento, estas podem-se distinguir pelo tipo de arrefecimento e pelo tipo de microestrutura semi-sólida. Existem quatro tipos de técnicas de obtenção de pasta, por agitação; por fragmentação dendrítica; por ondas de pressão; e por solidificação de núcleos, sendo que alguns dos cerca de 15 processos de *Rheocasting* registados utilizam uma ou duas destas técnicas [30].

Agitação – A técnica mais simples em que o metal é agitado enquanto é arrefecido até uma temperatura semi-sólida;

Fragmentação dendrítica – O metal é arrefecido até uma temperatura inferior da temperatura líquida e agitado de modo mais violento de modo a desfazer as dendrites;

Ondas de pressão – Geram-se ondas de pressão no sistema de alimentação gerando uma estrutura semi-sólida;

Solidificação de núcleos - O metal ao ser vertido, para um reservatório, a uma temperatura próxima da líquida arrefece rapidamente, produzindo um grande número de núcleos sólidos, impedindo assim a formação de dendrites e promovendo a formação de estruturas globulares sólidas.

Este processo acontece no *rheocaster* que, como mostra a Figura 10 a título de exemplo, é composto, basicamente, por um reservatório de metal líquido e, abaixo uma câmara onde ocorre o arrefecimento e se dá a agitação e um rotor que passa pelas duas câmaras e introduz as tensões de corte. A alimentação é contínua e, portanto, a produção da pasta também, permitindo que esta circule na câmara de agitação e seja arrefecida. Apesar de os *rheocasters* poderem diferir um pouco em design, conforme o processo, têm de garantir que a taxa de arrefecimento é suficiente para se formar a microestrutura característica [17], [32].

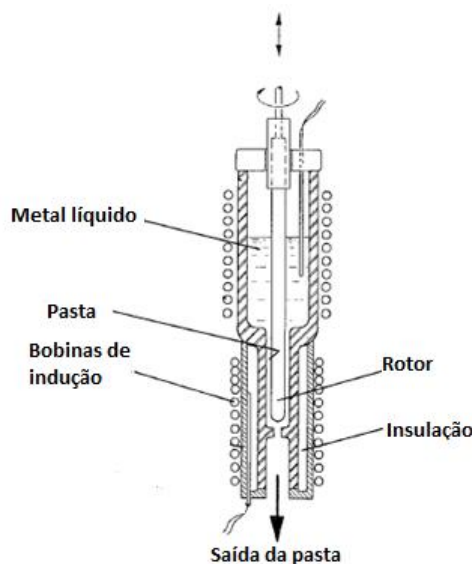


Figura 10 - Esquema de um *rheocaster* de elevadas temperaturas [17]

A agitação do metal, característica do processo, impede as partículas de entrarem em contacto, formando-se a pasta tixotrópica. A obtenção desta pasta é dependente de fatores como as tensões de corte impostas pela agitação, taxas de arrefecimento e fração volúmica sólida. São estas características que determinam o nível de viscosidade da pasta e, por conseguinte, a turbulência

de enchimento que está relacionada com o aprisionamento de gases. A viscosidade é tanto mais alta quanto menor for a agitação, pois as tensões de corte introduzidas são inferiores e o estado físico torna-se mais espesso devido ao contacto entre partículas. Com uma elevada viscosidade torna-se mais fácil de controlar a turbulência [17], [30].

Aquando da injeção o comportamento tixotrópico torna-se crucial, pois é durante esta fase, à entrada dos canais que as tensões de corte reduzem o comportamento viscoso e permitem que o metal flua sem turbulência. As condições de injeção são semelhantes às de HPDC, contudo a pressão exercida é muito maior, com cerca de 100 MPa e o estado físico típico permite velocidades de 2.5-5 m/s [17], [30]. Contudo o controlo da temperatura é mais apertado sendo que tem de ser tal que permita a maior composição eutética da porção líquida de modo a que a sensibilidade da fração sólida seja estável à temperatura de processamento. A microestrutura neste processo é mais facilmente controlada que nos processos convencionais e, introduz propriedades mecânicas melhoradas aos produtos finais e permite que por exemplo, ligas que não introduzam tipicamente a fase eutética apresentem fase eutética [12].

É assim possível, produzir peças com poucas porosidades causadas por turbulência no enchimento, devido ao escoamento suave ou porosidades causadas na solidificação devido à elevada fração sólida. É ainda possível, tal como no HPDC, produzir peças com excelentes propriedades e em diversas geometrias, com o acréscimo de uma maior gama de espessura e maior facilidade na obtenção de zonas com diferentes espessuras. Este processo apesar de ser muito vantajoso as suas aplicações mantêm-se mais restritas a equipamentos automóveis, como exemplificado na Figura 11 [35].



Figura 11 - Exemplo de aplicação de Rheocasting: Pinça do Freio [19]

Estando este processo intrinsecamente associado ao HPDC, é impossível não realizar uma comparação. A tomada de decisão entre um e outro não poderá ser tomada exclusivamente em questões como quantidade de defeitos e qualidade máxima. Caso fosse esse o critério, a escolha, como se pode verificar pela Figura 12, era óbvia, optando-se pelo *Rheocasting*.

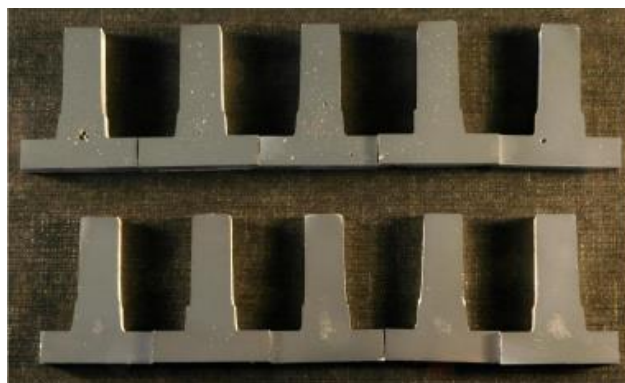


Figura 12 - Em cima: Peças obtidas por HPDC; Em baixo: Peças obtidas por rheocasting (Hanon Systems, Portugal)

Uma decisão informada é aquela que faz a relação qualidade-custo-necessidade, sendo que terá sempre de se ter em conta estudos de otimização tanto de peça como dos parâmetros de projeto. Ambos conseguem-se reproduzir peças em ligas de alumínio com propriedades mecânicas semelhantes a alguns metais de média resistência, sendo talvez esta a razão mais evidente do sucesso destes processos [19]. A Tabela 4 resume as vantagens e desvantagens mais evidentes do *Rheocasting* face ao HPDC, de onde é possível concluir que caso o volume de produção seja elevado e a complexidade da peça em termos de espessura seja um requisito debilitante, o *Rheocasting* pode ser uma melhor opção que o HPDC.

Tabela 4 - Vantagens e Desvantagens do Rheocasting face a HPDC [19]

Vantagens	Desvantagens
Maior tempo de vida das matrizes	Processo mais complexo
Baixa porosidade	Custo de produto mais elevado
Maior gama de espessuras	Restrição no uso de ligas
Reciclagem de partes não enformadas	

2.2.3 Previsão de Defeitos

Ambos os processos descritos nas seções 2.2.1 e 2.2.2 são processos de fundição injetada. Partilham entre si, para além de princípios muito semelhantes de funcionamento e propriedades semelhantes, defeitos típicos. Contudo, é expectável que em peças produzidas por *Rheocasting*, devido ao seu princípio de funcionamento melhorado, a quantidade de defeitos detetadas sejam inferior às detetadas em peças produzidas por HPDC.

Os defeitos restringem muitas vezes as aplicabilidades da peça final, impossibilitando tratamentos térmicos, diminuindo o tempo de vida e pondo em risco a segurança do sistema. É, portanto, necessário um conhecimento destes de modo a poder controlar os parâmetros de processo reduzindo a sua presença.

Existe vários tipos de defeitos, sendo que a sua classificação podem diferir conforme autor, mas também conforme os defeitos típicos de alumínio. Neste caso, os defeitos comuns ao processo e ao material são as porosidades, tanto por falta de enchimento como por inclusões de gases [6], [19].

De acordo com a AIM (Italian Association of Metallurgy), após um estudo com cerca de 50 ligas de alumínio classificou os defeitos de fabrico em três níveis, sendo classificados por uma combinação dos três [36]:

- I) Morfologia do defeito – Interno/Externo/Geométrico;
- II) Origem Metalúrgica – Porosidades, etc.;
- III) Defeitos específicos.

Dentro do primeiro nível temos os defeitos internos, externos e geométricos que se ramificam, cada um deles, para o segundo nível, em defeitos de contração, de aprisionamento de gases, de enchimento, etc. No terceiro nível temos os defeitos específicos, ramificados dentro de cada uma das segundas categorias. Abaixo, apenas os defeitos internos serão abordados.

As porosidades, no seu geral, são críticas e muito mais críticas numa produção em grande escala. Ocorrem quando existe uma maior fração líquida e não há material sólido suficiente para restringir a formação das porosidades, ou quando as condições são tais que provocam o aprisionamento de gases [37].

Quanto maior o volume de porosidades mais provável é a concentração de tensões que por sua vez pode levar à formação de fissuras e fraturas. São responsáveis pela redução de vida à fadiga, sendo que existe uma tendência das peças a fraturar devido à falha de microestrutura e ainda, é expectável que as propriedades mecânicas não sejam tão boas quanto teoricamente poderiam ser. Devido ao processo de HPDC e consequentemente de *Rheocasting* não terem uma bibliografia extensa sobre o controlo de parâmetros e a estes serem todos controlados separadamente, de modo a atingir os melhores resultados, realizam-se simulações de elementos finitos que ajudam a otimizar os parâmetros de fabrico e possivelmente concluir que o processo poderá não ser o mais adequado [38], [39].

Também o material base poderá ser responsável pela presença de porosidades, atuando não só na solidificação, através dos elementos principais de liga que controlam o refinamento do grão, mas também os elementos menores de liga que atuam diretamente na solidificação, mas também na presença de óxidos que poderão vir já de origem. Este controlo é mais fácil pois basta atuar no refinamento do grão, contudo as porosidades devido a inclusões de hidrogénio são mais difíceis de controlar devido à sua solubilidade nas ligas [6].

De um modo sucinto, os parâmetros a atacar são a microestrutura (composição química e consequentemente tamanho de grão), parâmetros de processo em cada fase, design da peça e molde e projeto de sistema de gitagem e alimentação.

De seguida apresenta-se uma breve abordagem a alguns dos defeitos típicos destes dois processos, sendo que se dará ênfase aos defeitos do tipo porosidade, pois são os críticos para o presente trabalho.

Defeitos de contração

Estes defeitos são defeitos internos, de contração, sendo que podem ocorrer de várias maneiras na microestrutura (defeitos específicos). Formam-se no interior de um *hotspot*, especialmente em zonas de maiores espessuras, devido às condições de solidificação, quando a fração líquida é tal e superior à sólida. Podem ser evitados controlando as condições de enchimento (ex. aumentando a pressão aquando da solidificação e alimentar mais metal nas zonas problemáticas), as propriedades da liga relacionadas com a solidificação (elementos de liga em menor percentagem), geometria da peça (geralmente diminuindo a espessura das peças), molde, canais do sistema de alimentação e gitagem, são exemplo de ações que se podem tomar para colmatar este tipo de defeito [21], [36]. Na Figura 13, pode-se verificar que o tipo de porosidade devido à contração contrasta com os defeitos devidos devido ao aprisionamento de gases, na geometria. O poro devido à contração tem bordos mais irregulares que os bordos do poro por aprisionamento de gases.

Este tipo de defeito corresponde a cerca de 20% das porosidades encontradas em peças produzidas em matrizes de HPDC, sendo que são facilmente detetadas em simulação alterando os parâmetros de temperatura e pressão [39].

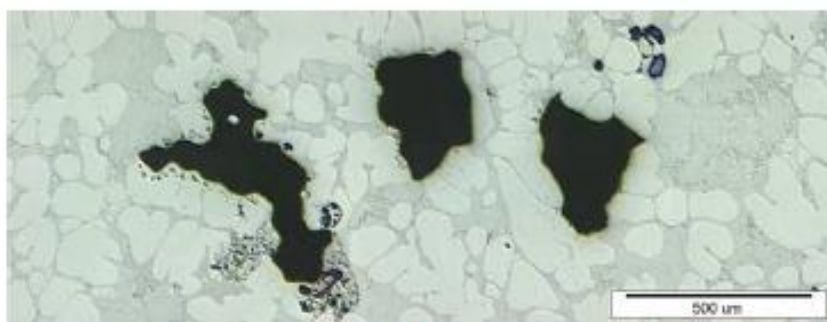


Figura 13 - Tipos de Porosidades típicas de fundição injetada: (à esquerda) poro devido à contração na solidificação; (à direita) poro devido ao aprisionamento de ar durante o fluxo de injeção
[20]

Aprisionamento de Gases

Quando se fala de defeitos devido a aprisionamento de gases em fundição de alumínio, pode-se referir ao aprisionamento de hidrogénio dissolvido no alumínio líquido. Dependendo da temperatura, a presença destes gases pode ser superior, e a formação destes defeitos ocorre aquando da solidificação, altura em que a solubilidade do hidrogénio em alumínio na fase sólida, diminui abruptamente. Contudo, em matrizes de HPDC é mais frequente outro tipo de defeitos de aprisionamento de gases, devido, como referido anteriormente, à turbulência no enchimento, tanto na câmara como nos gitos de enchimento [36], [39], [40].

Estes poros geralmente apresentam tamanhos entre os 10-2000 μm , contrastando com o aprisionamento de hidrogénio, que tipicamente tem entre 0.05 a 0.5 mm. Existem vários tipos de defeitos por aprisionamento de gás, como aprisionamento de vapor que podem ter origem na evaporação de por exemplo, do lubrificante usado na matriz ou por defeitos no isolamento/fecho da matriz. Distinguem-se maioritariamente pelo tamanho, sendo que estes últimos são os maiores com cerca de 0.5 a 3 mm [36], [39].

Este tipo de defeito é mais difícil de controlar e de prever em simulação, sendo que tipicamente corresponde a 15% dos defeitos encontrados em peças produzidas em matrizes de HPDC [36].

Defeitos de enchimento

Os defeitos de enchimento, são também eles defeitos típicos de encontrar em matrizes de HPDC e correspondem a cerca de 35% dos defeitos encontrados. Facilmente se preveem através de simulação e alterando a pressão do ar e temperatura consegue-se atingir parâmetros que permitam a sua supressão [39].

É de notar, que os defeitos que se detetam em peças produzidas por HPDC são semelhantes a peças produzidas por *Rheocasting*, contudo os defeitos presentes em peças produzidas pelo último são em menor quantidade devido à maior facilidade de controlo de enchimento e solidificação.

2.2.4 Considerações de Design

Tal como toda a bibliografia referente ao processo de HPDC e *Rheocasting*, a bibliografia referente a questões de design acerca destes dois processos é escassa e pouco específica, referindo-se a processos de injeção no seu geral.

O conhecimento das considerações de design, previamente ao processo é fulcral na fase de desenvolvimento de produto, mais concretamente na conceção pois permite diminuir o tempo de todas as outras fases e reduzir custos. Para além disto, um conhecimento das considerações de design relativamente a processos de fundição injetada permite também reduzir a presença de defeitos, tais como porosidades devido a falta de enchimento causadas por sobre espessuras, zonas

de concentrações de tensão que podem provocar falhas à fadiga, devido a transições bruscas, etc. [19], [41], [42], [43].

É de notar, que sendo o estudo aplicado a peças de alumínio, e que o preço do alumínio é superior ao do aço, é muito importante que o design seja otimizado ao máximo. Recentemente, vários estudos no sentido de otimizar design de peças produzidas em alumínio têm sido feitos, não só para minimizar os custos, mas para minimizar o desperdício e otimizar o ciclo de vida das ferramentas utilizadas. Contudo maior ênfase é dado à qualidade do produto final. Este estudo é sempre acompanhado de tecnologias CAE, como software CAD 3D e software de simulação de elementos finitos [44], [45].

Definindo a função do produto e a liga é possível aplicar certas considerações que tornem a fundição mais eficiente. Fundamentalmente é necessário garantir que a ejeção da peça da matriz é fácil, que a matriz é totalmente preenchida e que o material solidifica uniforme e rapidamente sem defeitos [19].

Espessuras uniformes ao longo das paredes uniformes da peça, são importantes devido à possibilidade de formação de zonas de concentração de tensões, no entanto quando é imperativo diferenças de espessuras, a transição deverá ser suave. Abaixo, na Figura 14, mostra-se o exemplo de uma alteração no design que permite diminuir o tempo de solidificação, reduzindo as porosidades, alterando uma forma de redonda para em cruz com *fillets* de modo a minimizar os efeitos da redução de espessura [19], [43].

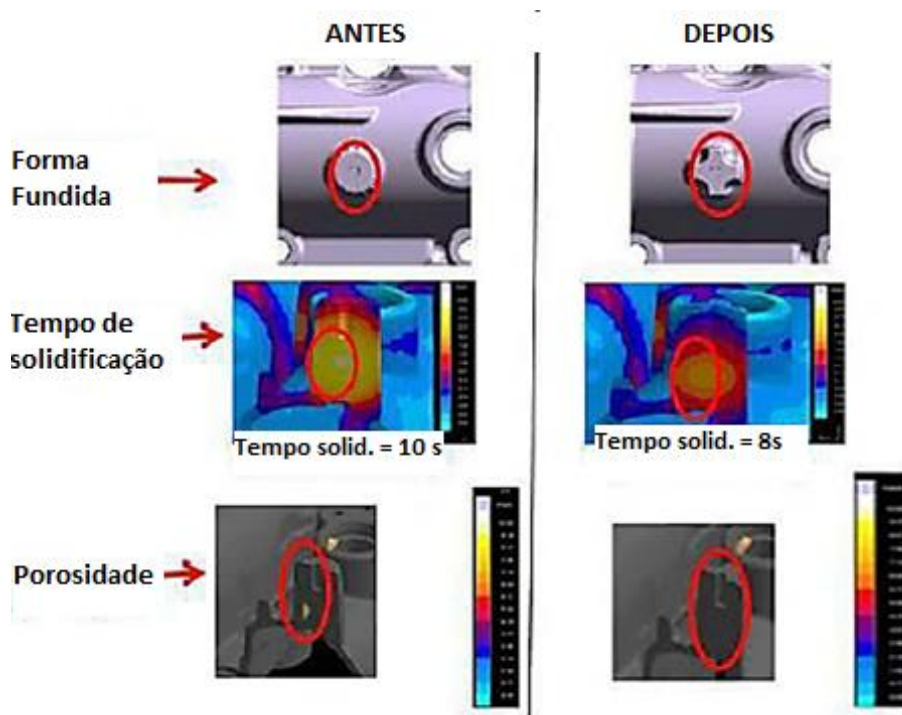


Figura 14 - Exemplo de alteração na geometria da peça de modo a facilitar a solidificação [43]

Aplicando *fillets*, chanfros, e nervuras pode alterar o padrão de enchimento, por melhorar a transição entre seções e por reduzir concentração de tensões. Estudos verificaram que isto permite reduzir porosidades devido à contração, podendo reduzir estas porosidades em 4% [43].

Também questões como localização de linhas de partição permitem otimizar a injeção, permitindo reduzir a pressão do ar na cavidade, que por sua vez permite reduzir as porosidades. Na Figura 15 é possível de verificar esta situação em que antes, à direita, a pressão era 3.8 bar e depois, à direita, 1.8 bar. Estas alterações são simples, bastando introduzir ângulos de partição, bastando 1°. Atuar na geometria dos cantos é também fulcral na redução de concentrações de stress, que como dito anteriormente estão relacionadas com fratura à fadiga e na facilidade de partição da peça [21], [43].

Existem mais considerações de design, mas de momento com a bibliografia disponível bem como com a informação e estudo desenvolvido é difícil indicar quais os de maior importância e os mais críticos. Assim, apesar do exposto acima, este estudo é um estudo de iterativo e moroso.

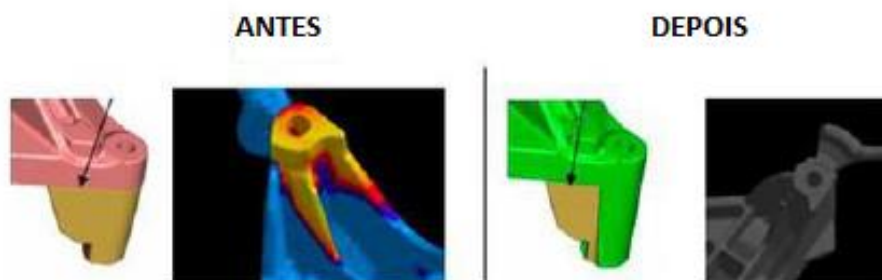


Figura 15 - Influência da linha de partição na pressão do ar na cavidade do molde [43]

2.2.5 Processos Alternativos

Fundição injetada providencia qualidade, respondendo, portanto, a várias indústrias com produtos com rigidez semelhante à resistência que por sua vez é elevada, com boa qualidade de superfícies, resistente a impactos e à fadiga, isolamento de som, formas complexas, etc. Existem vários processos dentro da fundição injetada para além do HPDC e do *Rheocasting*, sendo que muitos deles são variações destes dois, como por exemplo o processo Honda, o Novo *Rheocasting*, entre outros. Contudo, as diferenças entre estes não são relevantes ao ponto de serem abordadas especificamente. Assim, segue-se abaixo uma breve abordagem a dois processos de fundição injetada compatíveis com o alumínio [19].

Injeção assistida por vácuo

Injeção por vácuo é um processo usado em aplicações em que a segurança é crítica pois conferem uma maior resistência, maior elongação e excelente resistência ao impacto ao componente que absorve mais energia. À semelhança do processo de HPDC, o líquido é injetado a elevada

velocidade, no entanto a pressão do ar é reduzida por um sistema de vácuo no interior do molde [19].

Com um produto final com propriedades semelhantes às obtidas por *Rheocasting*, as vantagens deste processo face ao HPDC incluem a redução da inclusão de gases que por sua vez reduz a porosidade da peça, permitindo o tratamento térmico para conferir melhores propriedades mecânicas e a possibilidade de produzir peças longas com espessuras entre 2 a 4 mm [19].

De notar que outras tecnologias assistidas existem, por exemplo assistida por água, contudo essas ainda se encontram em fase inicial. Não são, portanto, adequadas para produção em grande escala visto o investimento poder ser em vão.

Squeeze Casting

Squeeze Casting contrasta fortemente em relação ao anterior principalmente pela injeção do material líquido ser feita a velocidades mais baixas para reduzir a turbulência e consequentemente o aprisionamento de gases. Este processo é realizado de maneira controlada, as matrizes são preenchidas lentamente e pressões, que são tipicamente elevadas e superiores às de HPDC, são mantidas durante todo o processo de arrefecimento e solidificação. Este processo atua para garantir que nem porosidades devido à solidificação nem devido ao aprisionamento de gases se manifestam. Apesar de existirem algumas variações deste processo, tipicamente as ligas de alumínio utilizadas neste processo são ligas da série 3xx.x, a título de exemplo, a Figura 16, ilustra uma destas variações em que se pode identificar o funcionamento, onde o metal é vertido e injetado, no estado líquido, na vertical para o molde e pressão é aplicada pelo pistão. Este processo permite obter propriedades ligeiramente melhores às do HPDC e semelhantes às do *Rheocasting*, sendo que difere maioritariamente nas espessuras possíveis de obter que variam entre os 3 e 5 mm [19].

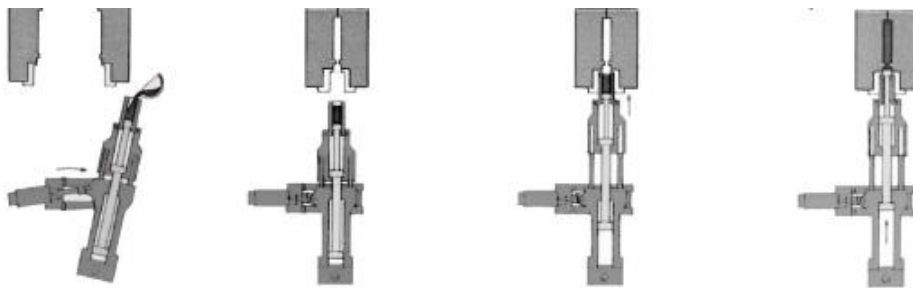


Figura 16 – Ilustração do processo de Squeeze Casting [19]

2.3 MÉTODOS DE PREVISÃO DE VIDA

O presente estudo é um estudo comparativo entre o HPDC e o *Rheocasting* e, este, não poderá ser apenas baseado em aspetos teóricos para sustentar uma decisão. O estudo terá de ser também ele

apoiado em aspetos empíricos, como tal foram feitos testes práticos de modo a estudar as porosidades presentes em cada uma das peças produzidas por HPDC e *Rheocasting*.

As porosidades, como referido anteriormente, afetam o limite de fadiga, sendo responsáveis pela redução de vida à fadiga, sendo que existe uma tendência das peças a fraturar devido à falha na microestrutura [46].

Embora existam vários métodos de previsão de vida de peças de alumínio, estes baseiam-se no estudo do número de ciclos necessários para propagar uma fissura desde o defeito inicial até à rotura. Este tipo de métodos permite obter resultados algo precisos, ainda que por vezes, os que os ciclos de iniciação da fissura sejam negligenciáveis comparativamente aos ciclos para rotura, por fissuras serem visíveis abaixo dos 10^5 ciclos mesmo quando o teste é feito abaixo da fadiga de limite [46].

Este tipo de método experimental permite obter a curva S-N que representa o *stress* máximo que um material consegue suportar para um número infinito de ciclos. Contudo, no caso do alumínio, por este não apresentar um limite de fadiga bem definido, a curva decai a um ritmo lento em termos de número de ciclos e, portanto, nestes casos deve-se lidar com a tensão limite de fadiga ao invés de fadiga limite [46], [47].

Em 1989 Murakami sugeriu um método de previsão da tensão limite de fadiga do aço através de equações que relacionam os valores extremos das inclusões, \sqrt{area} , e a dureza de Vickers, HV. Ueno et al. [48] modificou e simplificou estas equações para ligas de alumínio fundidas baseando-se no tamanho dos defeitos. Os estudos levados a cabo na liga de alumínio A356, permitiram chegar às equações (1) e (2),

$$\sigma_w = \frac{1.56 (75 + HV)}{(\sqrt{area})^{\frac{1}{6}}} \text{ se } \sqrt{area} < 1400 \mu m \quad (1)$$

$$\sigma_w = \frac{1.56 (450 + HV)}{(\sqrt{area})^{\frac{1}{6}}} \text{ se } \sqrt{area} > 1400 \mu m \quad (2)$$

O valor 1.56 altera-se para 1.43 caso se trate de defeitos externos.

O procedimento para utilizar este método é simples sendo apenas necessário a preparação de amostras de algumas zonas de concentração de tensões e a sua análise a microscópio para realizar a contabilização dos defeitos de fundição e para posteriormente realizar ensaios de dureza. Autores como Tajiri et al., Mayer et al., Wang et al. concluíram que os resultados obtidos por este método replica com alguma exatidão os métodos experimentais, não só na liga A356, mas também noutras, contudo existem algumas diferenças que se devem a outros fatores metalúrgicos, sendo que este modelo apenas prevê a tensão limite de fadiga causada pelas porosidades e não por outros

fatores. Assim, este é um bom indicador comparativo entre ambos os processos [46], [47], [49]–[51].


Neste sentido, e na impossibilidade de realizar estudos de fadiga às peças produzidas por HPDC e *Rheocasting*, procede-se a uma análise numérica que será explicada nos próximos capítulos. Contudo, caso fosse possível realizar os testes de fadiga, ao invés de usar a simplificação representada em (1) e (2), o número de ciclos à fadiga seria incluído na formulação, fornecendo dados mais reais.

3. MÉTODOS EXPERIMENTAIS

3.1 PROCEDIMENTO DE PREPARAÇÃO DE AMOSTRAS

De modo a estudar a integridade estrutural de peças de alumínio produzidas por HPDC e *Rheocasting*, a Hanon Systems, Portugal, disponibilizou peças para que estas pudessem ser analisadas e um estudo comparativo entre cada processo pudesse ser realizado. As peças objeto de estudo são de alumínio da série 4xx.x, produzidas por dois processos (HPDC e *Rheocasting*) e com geometrias diferentes. Na Tabela 5 são apresentadas as fotos das duas peças, o respetivo processo de fabrico e designação do material.

Tabela 5 – Especificação dos componentes

Componente	Processo de Fabrico	Material
	HPDC	EN AC-46000
	<i>Rheocasting</i>	EN AB-42000

A Figura 17 e Figura 18 mostram as dimensões gerais de ambas as peças. É de notar que ambas as geometrias são complexas, com zonas de concentração de tensões muito diferentes e espessuras diferentes ao longo da seção transversal.

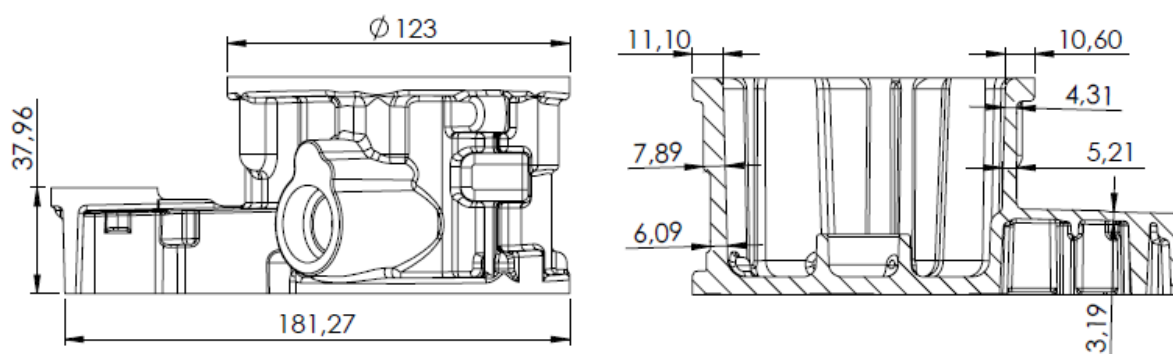


Figura 17 – Esquema de dimensões gerais (em mm) da peça obtida por HPDC designada por MotorHousing YF

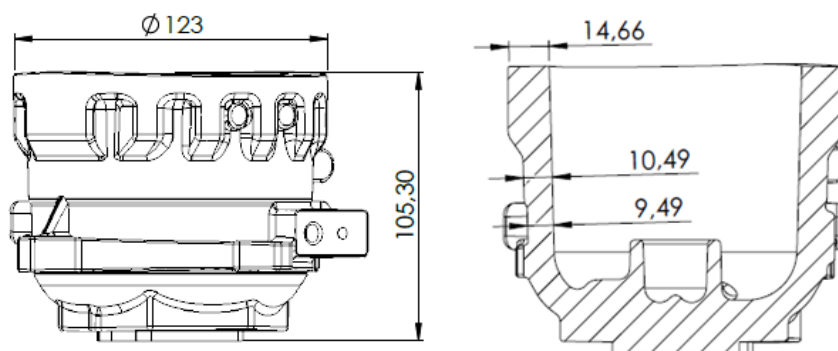


Figura 18 – Esquema de dimensões gerais (em mm) da peça obtida por Rheocasting designada por MotorHousing R006

Sendo cada uma das peças produzida de ligas de alumínio diferentes, resume-se na Tabela 6, Tabela 7, Tabela 8 e Tabela 9, abaixo, a composição química, propriedades mecânicas, propriedades físicas e características tecnológicas de cada uma das ligas, respetivamente. É de notar que estas propriedades variam conforme os tratamentos térmicos e o processo de fabrico e, ainda, conforme autor, sendo que por falta de informação, a compilação de dados mencionada, baseou-se em fornecedores diferentes.

Tabela 6 - Composição química das ligas de Alumínio EN AB-42000 e EN AC-46000 (de acordo com a norma UNI EN 1676 e 1706), Anexo I e Anexo II

	(%)	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti
EN AC-46000	Min	8	0.6	2	-	0.15	-	-	-	-	-	-
	Max	11	1.1	4	0.55	0.55	0.15	0.55	1.2	0.35	0.15	0.2
EN AB-42000	Min	6.5	-	-	-	0.25	-	-	-	-	-	0.05
	Max	7.5	0.45	0.15	0.35	0.65	-	0.15	0.15	0.15	0.05	0.20

Tabela 7 - Propriedades Mecânicas das ligas de Alumínio EN AB-42000 e EN AC-46000 (de acordo com a norma UNI EN 1676 e 1706), Anexo I e Anexo II

	Tratamento	Tensão de Cedência (MPa)	Tensão Limite de Elasticidade, SP 0.2 (MPa)	Enlogamento (%)	Dureza de Brinell (HB)
EN AC-46000	F	240	140	1	80
EN AB-42000	F	≥170	≥90	2.5	55

Tabela 8 - Propriedades Físicas das ligas de Alumínio EN AB-42000 e EN AC-46000 (de acordo com a norma UNI EN 1676 e 1706), Anexo I e Anexo II

	Densidade (kg/dm ³)	Condutividade Térmica (W/mK)	Temperatura de Fundição (°C)	Contração de fundição (%)	Condutividade Elétrica (MS/m)	Coefficiente de Expansão térmica de 20 a 100 °C (°K ⁻¹)
EN AC-46000	2.76	110-120	630-710	0.4 – 0.6	13 - 17	21x10 ⁻⁶
EN AB-42000	2.65	150-170	700-750	0.8-1	19-25	22x10 ⁻⁶

Tabela 9 - Características Tecnológicas das ligas de Alumínio EN AB-42000 e EN AC-46000

	Resistência a Elevadas Temperaturas (até 200 °C)	Resistência à Corrosão	Maquinabilidade	Aptidão para fundição
EN AC-46000	Boa	Baixa	Excelente	Boa
EN AB-42000	Boa	Boa	Boa	Boa

Outras indicações acerca da liga EN AB-42000 encontra-se no Anexo I e da liga EN AC-46000 no Anexo II. Também para um melhor entendimento das informações apresentadas aconselha-se uma consulta do capítulo 2.1.

Também a dureza de Vickers, como referido anteriormente, é importante neste estudo. As durezas variam conforme o tratamento térmico a que o material foi submetido, conforme a composição química, entre outros fatores metalúrgicos, sendo que os valores recolhidos e apresentados abaixo, na Tabela 10, recolhidos pelos respetivos autores, são para ligas sem tratamento térmico.

Tabela 10 - Dureza de Vickers da liga de Alumínio da liga EN AC-46000 e EN AB-42000

Material	EN AC-46000 [52]	EN AB-42000 [53]
HV	105.1	57.44

Com o objetivo de estudar os defeitos de fabrico obtidos por HPDC e *Rheocasting*, ambas as peças foram cortadas em fatias verticais e cada fatia foi numerada sequencialmente na empresa Hanon Systems, como mostra na Figura 19 e Figura 20, para posterior preparação de amostras e análise a microscópio ótico.

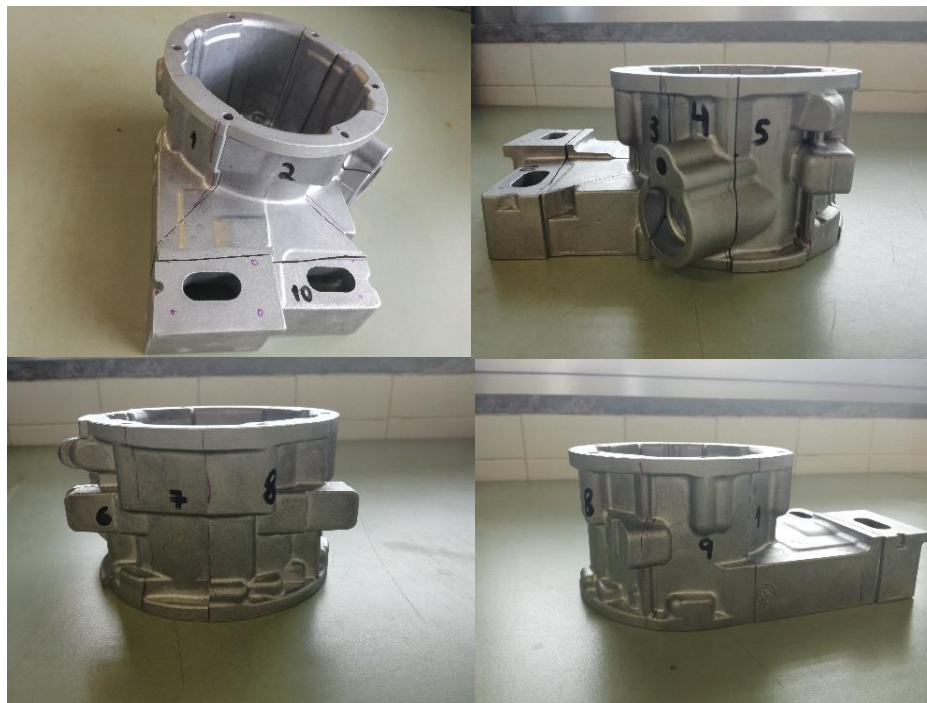


Figura 19 - Esquema de numeração de cada fatia da peça produzida por HPDC



Figura 20 - Esquema de numeração de cada fatia da peça produzida por *Rheocasting*

De cada fatia foram retiradas até 5 amostras de modo a estudar os defeitos nas diferentes zonas de concentração de tensões, consoante a complexidade geométrica da fatia. A título de exemplo a Figura 21 mostra essas zonas.



Figura 21 – À direita: Fatia R01 com as amostras 1, 2 e 3; À esquerda: Fatia H10 com as amostras 1, 2, 3, 4 e 5

Cada uma destas amostras foi também numerada sequencialmente a começar no número 1 até ao 5. O código de identificação criado pela autora é alfanumérico de 4 dígitos; o primeiro dígito pode ser H ou R conforme o processo de fabrico seja HPDC ou *Rheocasting*, respetivamente; os dois dígitos seguintes representam a fatia e o último dígito representa a zona da fatia retirada para a amostra. A Tabela 11 demonstra o código utilizado.

Tabela 11 - Codificação de Amostras de HPDC e Rheocasting

HPDC (Código H)		Rheocasting (Código R)	
Fatia	Amostra	Fatia	Amostra
01	1	01	1
	2		2
	3		3
02	1	02	1
	2		2
	3		3
03	1	03	1
	2		2
	3		3
04	1	04	1
	2		2
	3		3
05	1	05	1
	2		2
	3		
06	1	06	1
	2		2
	3		3
07	1	07	1
	2		2
	3		3
08	1	08	1
	2		2
	3		3
09	1	09	1
	2		2
	3		3
10	1		
	2		
	3		
	4		
	5		

Para a preparação das amostras de ambas as peças, recorreu-se à norma ASTM E3-95 [54], de modo a estas serem inspecionadas a microscópio ótico e posteriormente se realizarem ensaios de dureza. As amostras foram cortadas no Laboratório de Tecnologia Industrial do DEMI na FCT-NOVA, com a serra como ilustra a Figura 22.



Figura 22 - Corte das Amostras nos Laboratórios do DEMI FCT-UNL

Após o corte das fatias, foi preparada a mistura para envolver as amostras, com a resina *Epoxy Resin 20-3430-064* e com o endurecedor *Epoxy Hardener 20-8132-032* (ver Figura 23). Ambos os procedimentos foram realizados no Laboratório de Processamento Técnico de Materiais do DEMI na FCT-UNL, com o auxílio do técnico de laboratório, Sr. Paulo Magalhães.



Figura 23 - EpoxiCure Epoxy Hardener 20-4132-032 (à esquerda) e Resina EpoxiCure 2 Epoxy Resin 20-3430-064 (à esquerda)

A mistura foi feita seguindo uma proporção de 3 copos de medição de resina para cada 3 medidas de endurecedor, sendo que cada mistura era usada para cerca de 6 medidas de amostra, como representado na Figura 24. Esta mistura não podia ser excedida devido à reação química dos

reagentes com o recipiente de mistura. Este procedimento foi repetido cerca de 10 vezes, prefazendo um total das 58 amostras.



Figura 24 - Medidas utilizadas na preparação da resina para envolvimento de amostras: À esquerda a medida de resina, no centro a medida da amostra e à direita a medida de endurecedor

A mistura foi batida com uma batedeira e aquando de uma consistência adequada, vertida para cada medida de amostra, que foi previamente untada com vaselina para facilitar o desenformar, onde já se encontrava a amostra.

Após o envolvimento das amostras, esperou-se cerca de 12h horas para o endurecimento das mesmas, desenformaram-se e procedeu-se ao seu polimento na máquina *Buehler AutoMet 250* (ver Figura 25) presente no Laboratório de Processamento Técnico de Materiais do DEMI na FCT-UNL. Foram utilizadas várias lixas, começando pela mais rugosa, P240, até à mais fina, P2500, passando pelos papéis de lixa P320, P400, P600, P1200. O uso desta máquina permitiu manter uma pressão constante em cada amostra, sendo que cada ciclo permitia preparar 6 amostras. Ou seja, este processo foi repetido cerca de 60 vezes.

Antes da troca de lixa, todas as amostras foram visualizadas no microscópio ótico, *OLYMPUS CX40* (ver Figura 26), presente no Laboratório de Caracterização de Materiais do DEMI na FCT-UNL, para verificar a existência de riscos, se estes se encontravam paralelos entre si ou ainda a existência de riscos mais profundos e escuros indicando inclusões. Caso tal se apurasse, era realizado um novo polimento com a mesma lixa e caso tal não se verificasse passava-se, então, para uma lixa de grão mais fino. Antes de cada inspeção a microscópio era necessário, cuidadosamente, lavar as amostras com água e secar com recurso a uma mangueira de ar comprimido.

Tendo as amostras polidas (ver Figura 27), foi necessário passá-las pelos panos, recorrendo a uma suspensão de alumina *Micro polish II* de 1 μm , vertida sobre os mesmos, para que estas ficassem espelhadas para posterior inspeção a microscópio. Assim, foi possível efetuar a contagem de defeitos e proceder os ensaios de dureza e retirar conclusões acerca de ambos os processos.



Figura 25 – (à esquerda) Máquina de Polimento de Amostras *Buehler AutoMet 250*; (à direita) pormenor da máquina em funcionamento



Figura 26 - Microscópio ótico *OLYMPUS CX40* (à esquerda), câmara digital *OLYMPUS DP21* (à direita) e regulador de luminosidade *OLYMPUS TH3* (ao centro)

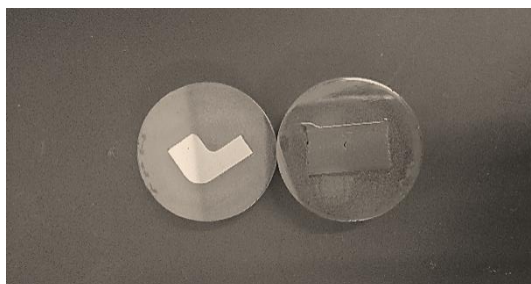


Figura 27 – Aspeto de amostras após o seu polimento e passagem pelos panos

Com as amostras prontas a analisar, recorreu-se novamente ao microscópio ótico *OLYMPUS CX40* (ver Figura 26 - Microscópio ótico *OLYMPUS CX40* (à esquerda), câmara digital *OLYMPUS DP21* (à direita) e regulador de luminosidade *OLYMPUS TH3* (ao centro) Figura 26), de modo a observar os defeitos resultantes do processo de *Rheocasting* e HPDC. Foram gravadas até 30 imagens, a uma escala de 500 μm , por amostra, em conformidade com o número de defeitos observados.

Posteriormente procedeu-se ao tratamento de imagens, através do software ImageJ, para analisar a distribuição dos defeitos por área, e, assim, efetuar o cálculo de previsão de vida. Estas imagens são tratadas ajustando a *Threshold*, limitando as dimensões dos defeitos, de modo a excluir a microestrutura e as bordas. Foram escolhidas, para esta análise, amostras de zonas das peças com geometrias semelhantes de modo a se poder comparar a possível influência da geometria na presença de defeitos, tendo sido analisadas 14 amostras de cada uma das peças.

De modo a proceder à análise da microestrutura e análise do tipo de defeitos com maior pormenor, foram selecionadas algumas amostras de zonas com descontinuidades geométricas mais complexas. Estas zonas de concentrações de tensão apresentavam ainda defeitos visíveis a olho nu. Este estudo foi levado a cabo no microscópio ótico do CENIMAT na FCT-UNL, *Leica DMI5000 M* (ver Figura 28) com o auxílio do Professor Doutor Alexandre Velhinho.

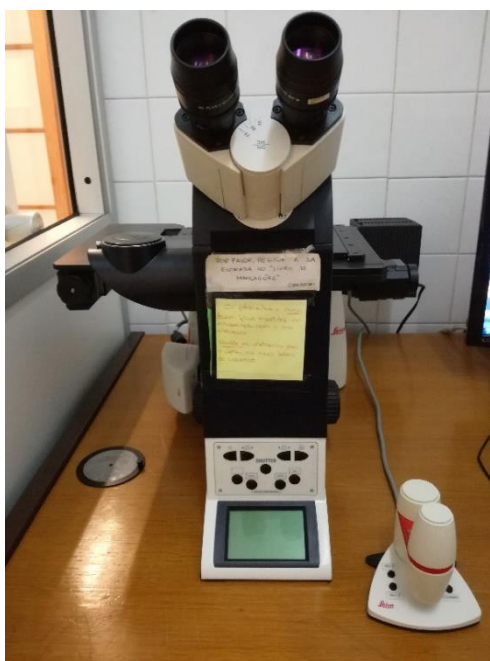


Figura 28 - Microscópio ótico Leica DMI5000 M do CENIMAT

3.1.1 Procedimento dos Ensaios de Dureza

Tendo em conta que o método de previsão de vida a usar para o cálculo de durabilidade de ambas as peças das ligas de alumínio EN AC-46000 produzida por HPDC e EN AB-42000 produzida

por *Rheocasting* necessita dos valores da dureza de Vickers e que a informação destes não é conhecida, *a priori*, é necessário realizar testes para obter este dado.

Assim realiza-se um procedimento específico de várias indentações de pequenas dimensão (micro indentação), onde se aplicou uma carga relativamente baixa na superfície de amostras, com um indentador de Vickers, devidamente preparadas (seguindo o procedimento descrito em 3.1) para se obter um conjunto de dados passível de ser tratados de um modo estatístico, de acordo com a ASTM E384-11. [55]

Estes ensaios foram realizados no durómetro *Mitutoyo Micro Hardness Test Machine HM-112* (ver Figura 29), cujo indentador é de diamante com geometria piramidal, e que, na consola adjacente, computa automaticamente, a fórmula necessária à determinação da dureza de Vickers, referida na norma ASTM E384-11 [55], necessitando, para tal da carga aplicada, em gf, e da média das diagonais da indentação realizada, em μm . Esta consola devolve também o comprimento das diagonais, que é ajustado manual e visualmente aquando de cada indentação. Este aparelho encontra-se no Laboratório de Caracterização de Materiais do DEMI na FCT-UNL.



Figura 29 - Durómetro *Mitutoyo Micro Hardness Test Machine HM-112* com consola (à direita)

Foram seleccionadas 5 amostras obtidas da peça produzida por HPDC na liga EN AC-46000 e da peça EN AB-42000 produzida por *Rheocasting*, ou seja, um total de 10 amostras. Decidiu-se realizar 10 indentações em cada uma, pelo que, foram escolhidas as amostras com menos defeitos visíveis a olho nu e tamanho maior, de modo a cumprir a distância mínima entre indentações consecutivas, referida na norma ASTM E384-11. [55] A distância, como se pode verificar pela

Figura 30 é o produto de 2.5 com a diagonal de Vickers, pelo que foi considerada a maior diagonal da indentação para o efeito.

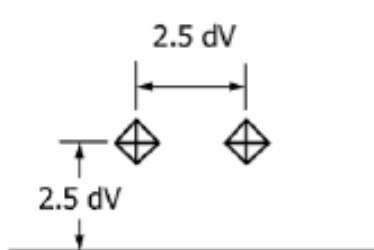


Figura 30 - Distâncias mínimas entre indentações de Vickers consecutivas de acordo com a ASTM E384-11 [55]

Antes de iniciar o processo para retirar dados para tratamento estatístico, foi feita uma calibração do durómetro com um bloco padrão. Fez-se ainda uma primeira indentação numa amostra de HPDC e numa de *Rheocasting* e, após se verificar o tamanho da maior diagonal, fez-se um cálculo aproximado por excesso, das distâncias mínimas, de acordo com a Figura 30, a que a primeira indentação seria feita nas próximas amostras. Sendo todas as amostras com geometrias distintas umas das outras, apesar de o procedimento ser semelhante, as posições diferiram.

Estas indentações, bem como as indentações efetivas para efeitos de tratamento de dados e cálculos, seguiram o mesmo procedimento. Começou-se por colocar a amostra entre as garras da base do durómetro, regulou-se a altura da base e alinhou-se o indentador, focando com a ocular, e, nessa posição *xy*, foi definido o zero do referencial. De seguida, deu-se a ordem de início do teste que foi realizado com um carga de 0,1 Kgf durante 10 segundos.

Para realizar as 9 indentações seguintes, verificou-se o valor da maior diagonal e efetuou-se o cálculo da distância mínima e procedeu-se ao posicionamento do indentador com recurso à ocular e ao regulador de posição, mantendo a posição em *y* e movimentando em *x*. Os valores das diagonais e das durezas de Vickers de cada indentação foram registadas num software que permitiu registar cada indentação automaticamente. Na Figura 31 mostra-se, a título de exemplo, as 10 micro indentações realizadas numa amostra.



Figura 31 - 10 micro indentações realizadas na amostra H023

O processo foi idêntico para as 5 amostras de HPDC e as 5 amostras de *Rheocasting*, seguindo sempre o mesmo procedimento e respeitando a distância mínima calculada na primeira indentação de cada amostra.

4. SIMULAÇÃO DE ELEMENTOS FINITOS

4.1 INTRODUÇÃO

Como referido em capítulos anteriores, os processos de fundição injetada, nos últimos anos, têm sido acompanhados por ferramentas de CAE, que, complementam o projeto no sentido de minimizar erros projetuais, maximizar a produtividade, minimizar o desperdício e maximizar a integridade estrutural do produto final. [56]

Até recentemente, todo o processo produção de uma peça tem sido controlado por intuição de engenheiros e *designers*, contudo, as ferramentas de simulação estão cada vez mais difundidas, não só em empresas de fundição, mas também em indústrias específicas. Todos os processos têm defeitos intrínsecos e um conhecimento prévio dos resultados esperados da fundição, antes da fase de produção, é importante de modo a proceder a alterações para evitar defeitos e melhorar a qualidade das peças, ainda na fase conceptual. O tipo de alterações vai desde um *redesign* das peças a fundir, de modo a evitar zonas de concentrações de tensões, que são espectáveis de apresentar mais defeitos e, por conseguinte, um problema na integridade estrutural, otimizar os sistemas de alimentação e de rigidez e respetivas localizações, otimizar os parâmetros de processo e, portanto, reduzir todos os custos de produção e desperdício. [28], [57], [58]

O processo típico de recurso a ferramentas CAE, após o pedido do cliente, serve-se de um modelo CAD inicial e de um *software* de simulação. Neste tipo de software realiza-se uma malha adequada, introduzem-se os dados necessários, procede-se aos cálculos e verifica-se os resultados. Após a análise destes resultados, procede-se a alterações. Seguem-se então, simulações até atingir um resultado de qualidade-objetivo e prosseguir para produção. [28]

Este estudo pode ser realizado recorrendo a ferramentas de simulação de elementos finitos (FEM), diferença de elementos finitos (FDM) ou ainda elementos de fronteira (BEM). Contudo, o estudo de elementos finitos é o mais utilizado por permitir reproduzir malhas com mais formas, permitindo, portanto, um maior grau de exatidão, apesar de não ser o método de mais fácil uso. Este é um estudo moroso, não só por ser um estudo iterativo com o intuito de encontrar a combinação de parâmetros mais próxima do ideal, mas também pela falta de conhecimento na comunidade científica no tópico HPDC e *Rheocasting* e o facto de existirem várias variáveis a controlar. [24]

Existem vários tipos de software que otimizam um processo através de diferentes abordagens, tais como, por exemplo, análise de modos de falha (ver Figura 32), melhoria do design do produto (ver Figura 33), causa e efeito (Figura 34), entre outros. Existe *software* que pode simular o

escoamento, simular a solidificação, mais concretamente o estudo da presença de *hotspots*, os ciclos térmicos no molde. [59]

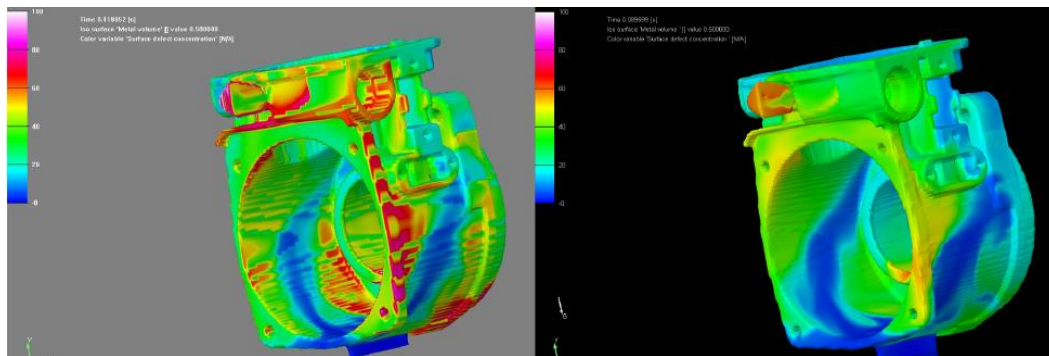


Figura 32 - Resultados de simulação de escoamento sobre potenciais zonas de concentração de defeitos (à esquerda) a uma velocidade teórica de <1 m/s (à direita) a uma velocidade teórica de >2m/s [59]

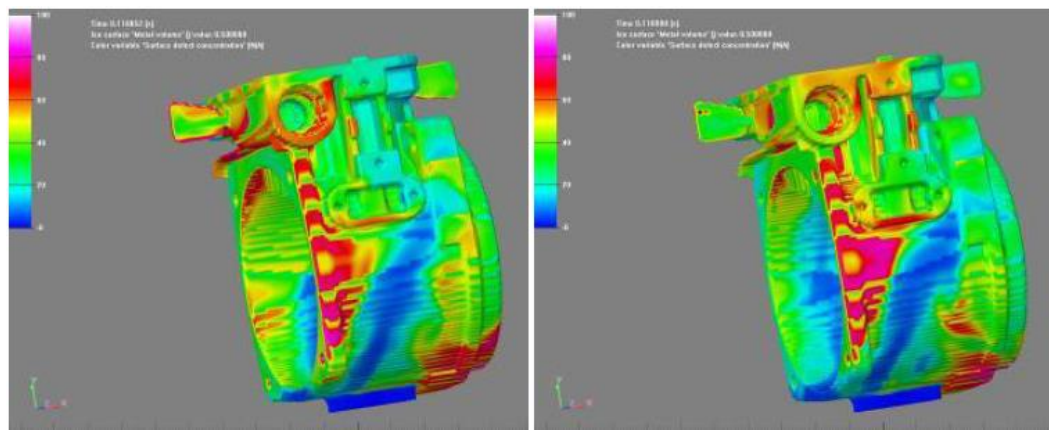


Figura 33 - Resultados de simulação de escoamento sobre potenciais zonas de concentração de defeitos (à esquerda) com um raio geral de 1 mm (à direita) com um raio geral de 1.6 mm [59]

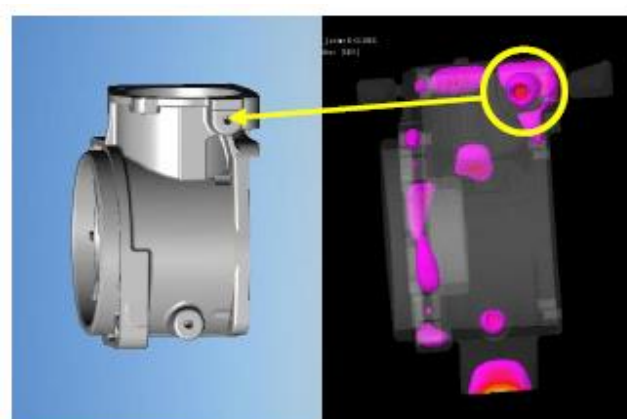


Figura 34 - Resultados de potenciais zonas de presença de *hotspots*, e portanto, defeitos de contração [59]

O processo HPDC, como foi referenciado anteriormente, é um processo que tipicamente acarreta defeitos causados por um controlo deficiente dos parâmetros de controlo, contudo, o *Rheocasting* introduz algumas melhorias neste sentido, devido ao facto do estado do material se encontrar no estado semi-sólido. Um simples estudo das velocidades em cada fase, da localização e geometria do sistema de gitagem e alimentação e um simples estudo do design da peça relativa à presença de *hotspots*, previne uma elevada distribuição de defeitos, em ambos os casos.

Neste sentido, e na impossibilidade de perseguir mais estudos neste tópico, realizou-se uma simulação simples de solidificação de modo a averiguar uma posição do sistema de gitagem e alimentação ideal e concluir acerca de zonas que careçam de uma maior atenção no design, através da identificação de *hotspots*, de ambas as peças produzidas por HPDC e *Rheocasting*, disponibilizadas pela Hanon Systems, Portugal. Este é um tipo de simulação utilizada nas primeiras fases de projeto Assim, recorreu-se ao software de simulação *QuikCAST*.

Este software de simulação apresenta-se com uma ferramenta simples que permite estudar os básicos dos processos de fundição: enchimento, solidificação e previsão de porosidades. Através de uma computação automática de equações tridimensionais, térmicas e de escoamento, descritas por princípios Euclidianos, previu-se o enchimento de um molde e a solidificação. Este software baseia-se no método de elementos finitos. [28]

4.2 SIMULAÇÃO NUMÉRICA

4.2.1 Métodos

Com os modelos CAD das peças produzidas em HPDC e *Rheocasting*, procedeu-se a uma série de passos, análoga a ambos os processos de produção. Fazendo uso do *MeshCast*, uma ferramenta interna do *QuikCAST*, gerou-se uma malha de elementos finitos de cada peça, de geometria triangular. Esta malha foi gerada com o mero intuito de gerar um volume, que foi convertido de CAD para elementos finitos. Após a criação desta primeira malha, criou-se uma caixa em torno de cada peça, para a qual também se gerou uma malha de elementos finitos, criando, do mesmo modo, um volume.

Recorrendo ao *VisualCast*, outra ferramenta interna do *QuikCAST*, introduziu-se as condições iniciais de cada peça, de acordo com o Anexo I e o Anexo II e Revisão bibliográfica, que podem ser resumidas na Tabela 12.

Tabela 12 - Condições iniciais de Simulação

	Temperatura do Molde (°C)	Temperatura do Metal (°C)
HPDC	690	200
<i>Rheocasting</i>	710	200

No gestor de volumes, dentro desta ferramenta, foi ainda atribuído, a cada peça, o seu respetivo material (EN AC-46000 e EN AB-42000 para a peça de HPDC e *Rheocasting*, respetivamente), e à caixa gerada à volta de cada peça, foi-lhe dada a designação de molde e atribuído o material. Para este efeito, foi escolhido um material comum no fabrico de moldes para fundição injetada de alumínio, o aço H13.

No cálculo de solidificação, assumiu-se que o molde já estava totalmente preenchido, bem como a peça. Antes de proceder à simulação, foi ainda necessário especificar qual a direção de fundição. Tendo ambas as peças a forma geométrica de uma cavidade, aproximadamente redonda, assumiu-se uma orientação igual, com a gravidade, no sentido negativo do eixo z.

Sendo esta uma simulação simples, foi adicionada apenas uma outra condição de processo, a transferência de calor na superfície externa do molde. Para criar esta condição são apenas necessários dois parâmetros, a temperatura ambiente (20 °C) e a emissividade (0.3). Neste ponto, foi então necessário gerar uma nova malha neste modelo. Esta malha 3D, ao contrário das anteriores, define a exatidão dos resultados. Assim, estão reunidas todas as condições para iniciar o cálculo simples, de teor térmico, da solidificação.

4.2.2 Resultados

Cada simulação durou, em média, cerca de 15h, tendo no final, sido possível retirar as localizações do *hotspots* de cada peça. Na Figura 35 encontra-se o resultado da simulação e, portanto, a localização dos *hotspots* previstos da peça produzida por HPDC e na Figura 36, os *hotspots* previstos da peça produzida por *Rheocasting*

Analisando a Figura 35 conclui-se que não foi possível retirar conclusões concretas acerca da peça produzida por HPDC e, assume-se que isto se deve a incompatibilidades geométricas no modelo CAD utilizado. Seria de esperar que esta peça apresentasse uma distribuição considerável de *hotspots* devido à sua complexa geometria, como se verificou experimentalmente (ver discussão de resultados, no capítulo 5.1). Os *hotspots* possíveis de observar na Figura 35 encontram-se em zonas de transição em que o raio do fillet deveria ser alterado, de modo a tornar a transição mais suave.

Já relativamente à peça produzida por *Rheocasting*, é possível de verificar que existe um *hotspot* de dimensão elevada no topo da peça e tal não se verificou experimentalmente (como se poderá ver na discussão de resultados, no capítulo 5.1), sendo que esta deveria ser a posição de entrada de material minimizando, assim, a presença de *hotspots* total. A nível de *design*, é necessário tomar cuidado na zona curva, devendo ser feitos estudos iterativos no sentido de alterar o raio (aumentar). Já na parte de baixo da peça representada na Figura 36, existem *hotspots* dispersos ao longo do raio da peça, sendo estes numa zona mais espessa e numa zona de transição entre

geometrias. Também no sentido de minimizar os defeitos nesta zona, deveriam ser tomados cuidados na transição, tornando a mais suave e diminuir a espessura.

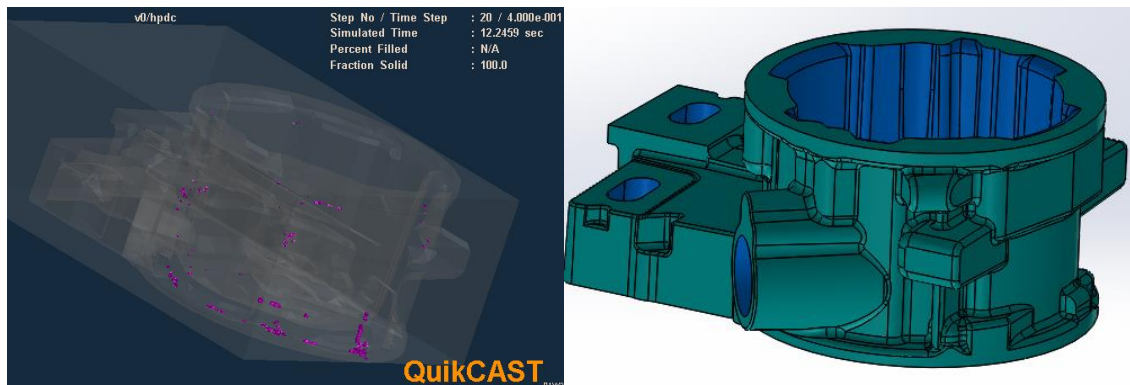


Figura 35 – (à esquerda) Resultado da simulação de solidificação e localização dos *hostspots* na peça produzida por HPDC (à direita) Modelo CAD da peça produzida por HPDC

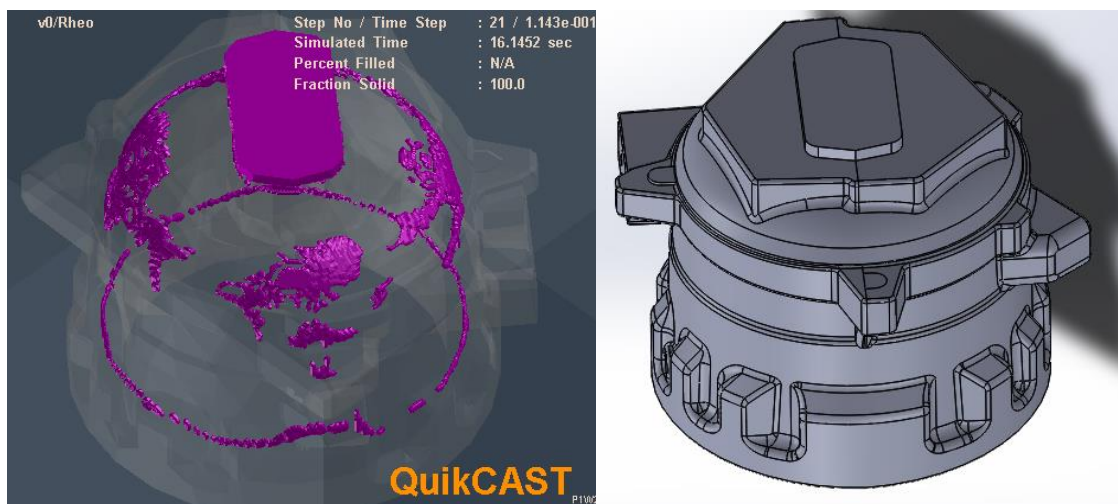


Figura 36 – (à esquerda) Resultado da simulação de solidificação e localização dos *hostspots* na peça produzida por *Rheocasting* (à direita) Modelo CAD da peça produzida por *Rheocasting*

5. DISCUSSÃO DE RESULTADOS

5.1 CONTABILIZAÇÃO DE DEFEITOS

Tal como descrito no capítulo 3.1, foram escolhidas 14 amostras retiradas de cada peça produzida pelos dois processos de fabrico e gravadas imagens a partir do microscópio ótico *OLYMPUS CX40* (ver Figura 26), presente no Laboratório de Caracterização de Materiais no DEMI na FCT-UNL, e assim, proceder à contagem de defeitos recorrendo ao software *ImageJ*. Abaixo, na Figura 37, mostra-se o resultado do tratamento de uma imagem recorrendo ao software.

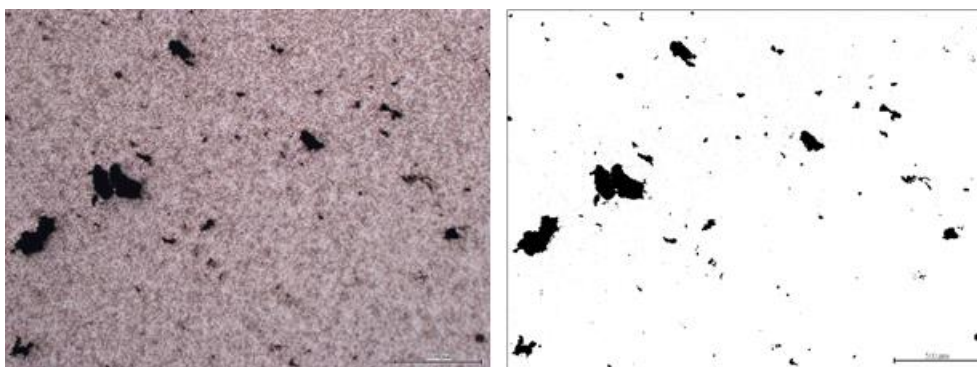


Figura 37 - (à esquerda) Imagem gravada pelo microscópio OLYMPUS CX40 (à direita) Imagem tratada pelo ImageJ

Como referido anteriormente, foram gravadas até cerca de 30 imagens por amostra, sendo que foram tratadas até cerca de 800 no total. Os dados recolhidos deste tratamento, com a distribuição de defeitos verificados na peça de HPDC e na peça de *Rheocasting*, foram organizados em dois histogramas, na Figura 38 e Figura 39, respetivamente. Para este efeito não foram considerados os defeitos com área inferior a $10 \mu\text{m}^2$, sendo que estes são considerados fruto do tratamento de imagem. O tratamento das imagens foi realizado do interior de cada amostra, sendo cada um destes defeitos considerado um defeito interno. Na Tabela 13 resume-se a contabilização de defeitos encontrados em cada uma das peças analisadas.

É possível, com toda a informação apresentada, verificar que a distribuição do tamanho de defeitos é semelhante em ambas as peças, contudo, a peça produzida por HPDC apresenta quantidades muito maiores de defeitos. Observou-se que a gama de defeitos, em ambas as peças, com maior predominância é a gama entre $[0, 20] \mu\text{m}^2$.

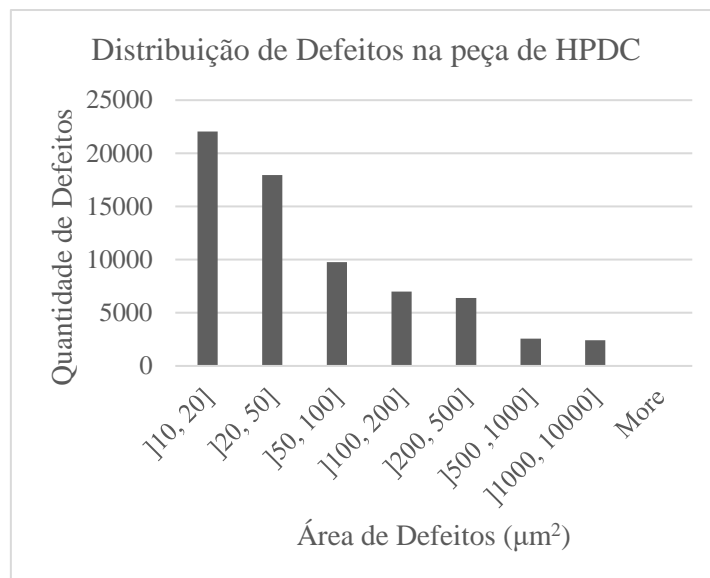


Figura 38 - Distribuição de Defeitos da peça de HPDC

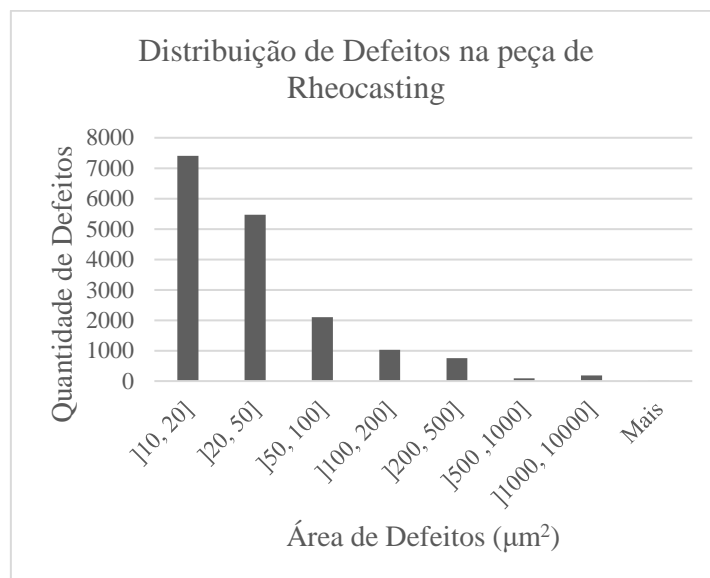


Figura 39 - Distribuição de Defeitos da peça de Rheocasting

Tabela 13 - Contabilização dos Defeitos totais da peça produzida por HPDC e da peça produzida por Rheocasting

	área(μm^2)
HPDC	14198654.23
Rheocasting	1353699

Ainda, de modo a entender a distribuição de defeitos acima mostrada, das 14 amostras da peça produzida em HPDC, representadas da Figura 40 à Figura 46, e das 14 amostras da peça produzida em Rheocasting, representadas da Figura 47 à Figura 54, foram escolhidas zonas semelhantes e

de interesse prático de comparar, entre elas, ou seja, zonas de geometrias mais passíveis de concentração de tensões e analisados os defeitos presentes.

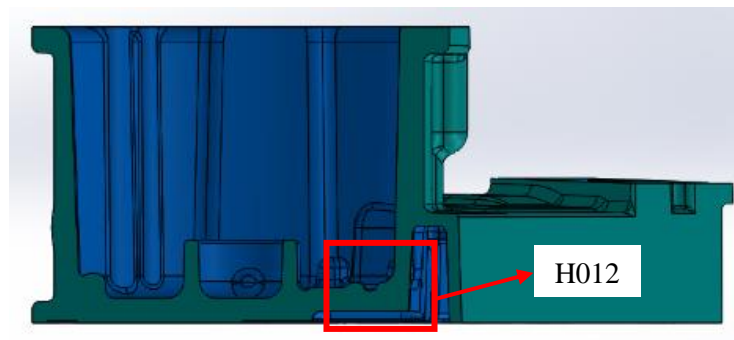


Figura 40 - Esquema transversal do corte da fatia 01 da peça produzida por HPDC com as zonas 2 destacada

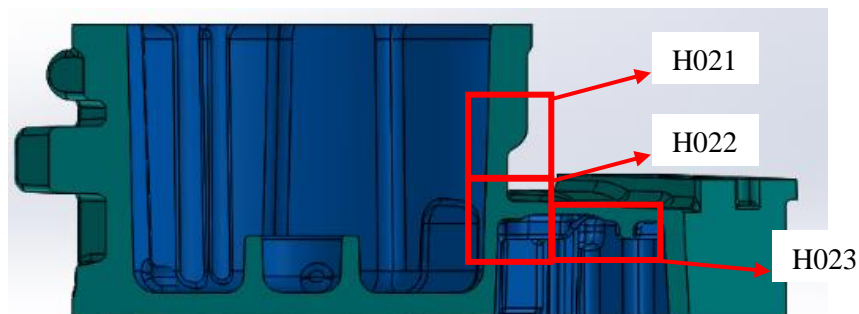


Figura 41 - Esquema transversal do corte da fatia 02 da peça produzida por HPDC com as zonas 1, 2 e 3 destacadas

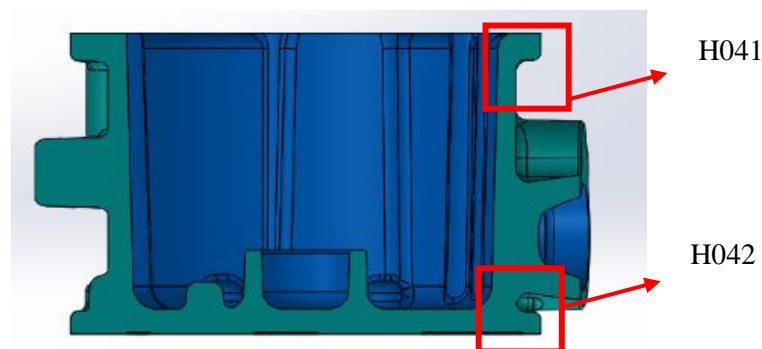


Figura 42 - Esquema transversal do corte da fatia 04 da peça produzida por HPDC com as zonas 1 e 2 destacadas

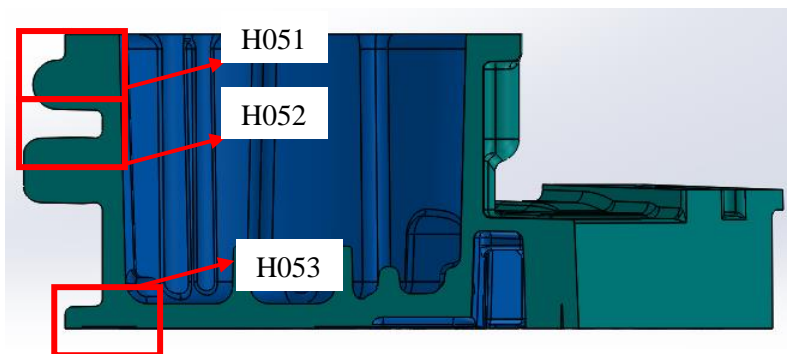


Figura 43 - Esquema transversal do corte da fatia 05 da peça produzida por HPDC com as zonas 1, 2 e 3 destacadas

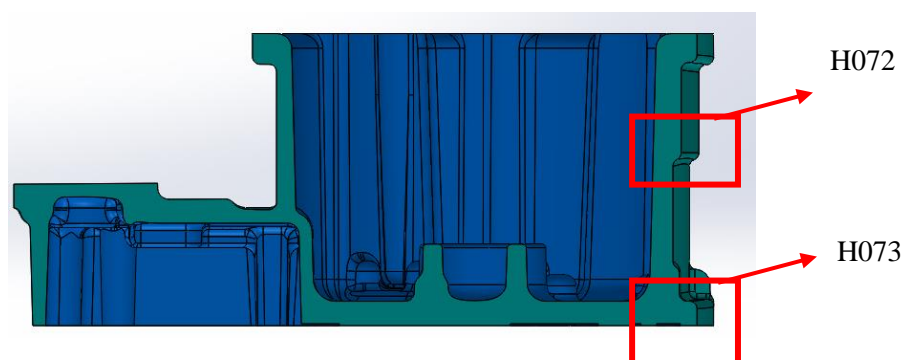


Figura 44 - Esquema transversal do corte da fatia 07 da peça produzida por HPDC com as zonas 2 e 3 destacadas

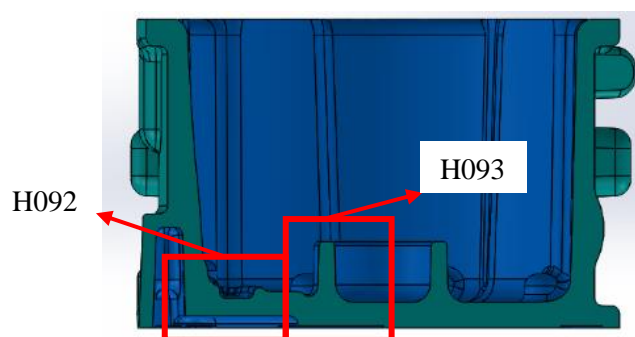


Figura 45 - Esquema transversal do corte da fatia 09 da peça produzida por HPDC com as zonas 2 e 3 destacadas

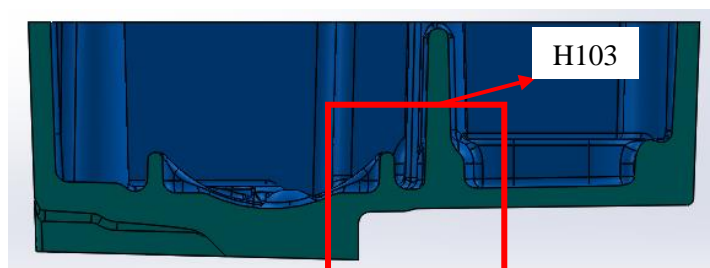


Figura 46 - Esquema transversal do corte da fatia 10 da peça produzida por HPDC com a zona 3 destacada

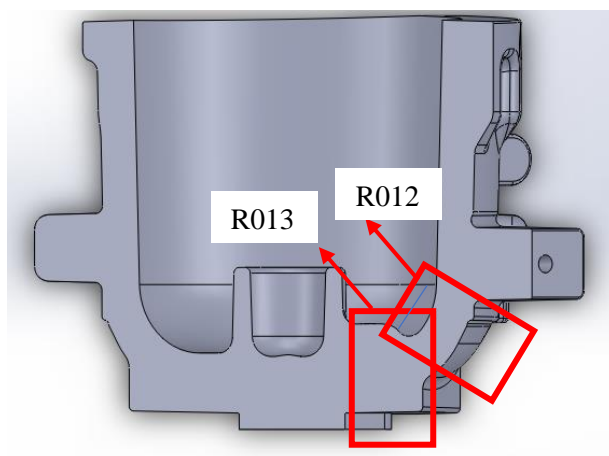


Figura 47 - Esquema transversal do corte da fatia 01 da peça produzida por *Rheocasting* com as zonas 2 e 3 destacadas

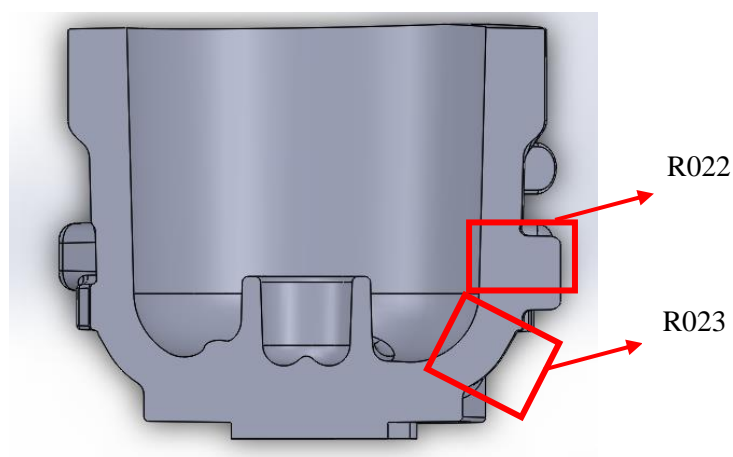


Figura 48 - Esquema transversal do corte da fatia 02 da peça produzida por *Rheocasting* com as zonas 2 e 3 destacadas

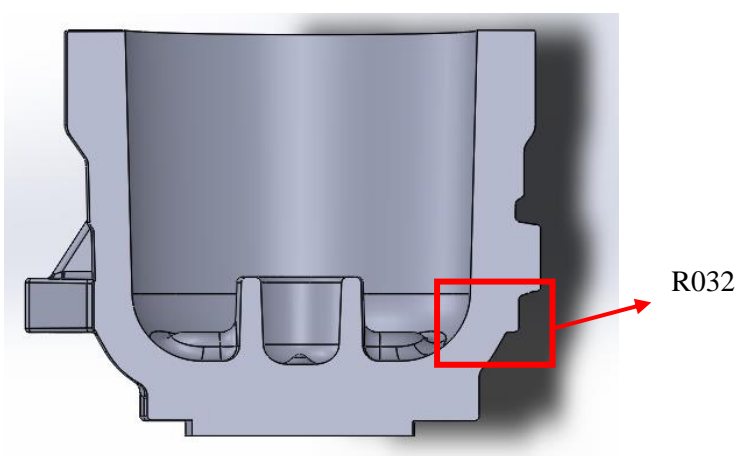


Figura 49 - Esquema transversal do corte da fatia 03 da peça produzida por *Rheocasting* com a zona 2 destacada

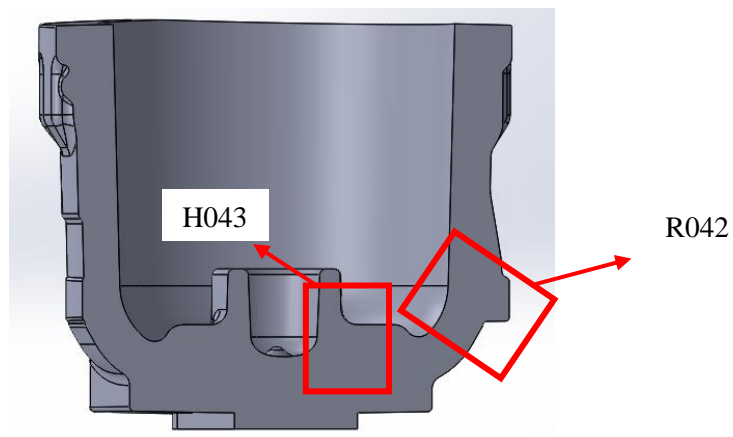


Figura 50 - Esquema transversal do corte da fatia 04 da peça produzida por Rheocasting com as zonas 2 e 3 destacadas

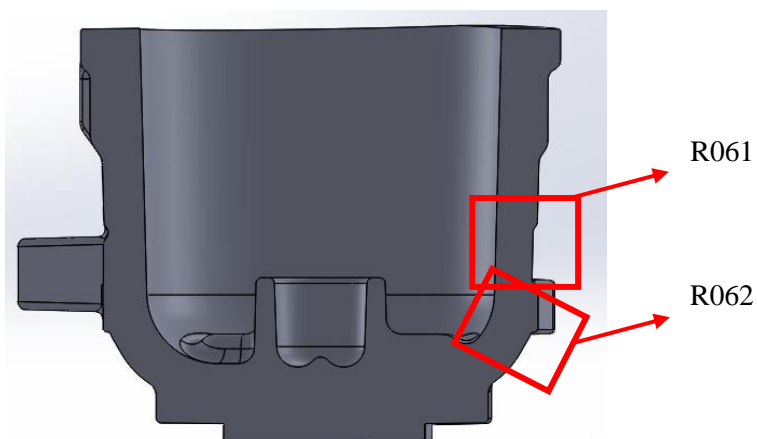


Figura 51 - Esquema transversal do corte da fatia 06 da peça produzida por Rheocasting com as zonas 1 e 2 destacadas

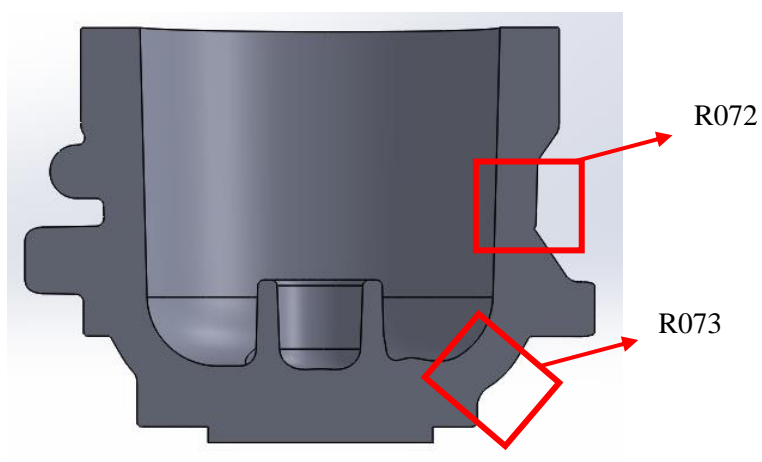


Figura 52 - Esquema transversal do corte da fatia 07 da peça produzida por Rheocasting com as zonas 2 e 3 destacadas

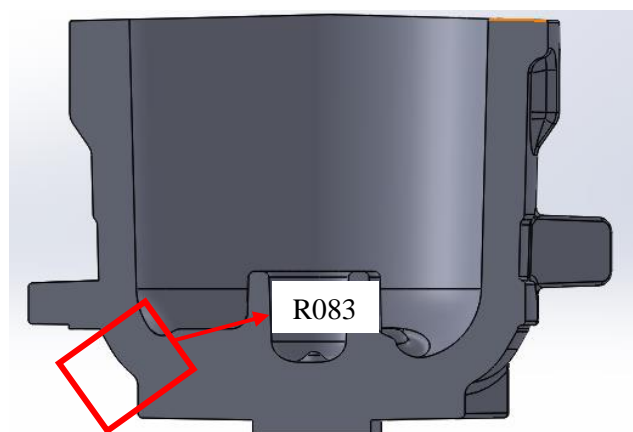


Figura 53 - Esquema transversal do corte da fatia 08 da peça produzida por Rheocasting com a zonas 3 destacada

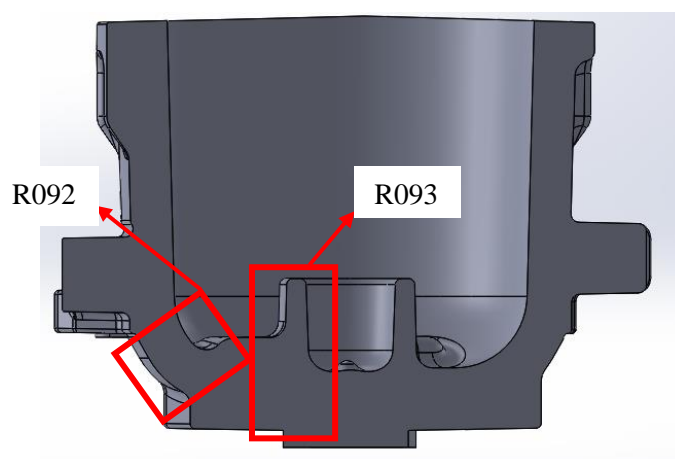


Figura 54 - Esquema transversal do corte da fatia 09 da peça produzida por Rheocasting com as zonas 2 e 3 destacadas

Tendo em conta as geometrias das zonas escolhidas para estudo, e tendo em conta o Anexo III e o Anexo IV que contém os histogramas com a distribuição de defeitos de cada uma das amostras retiradas da peça de HPDC e *Rheocasting*, respetivamente, é possível verificar que existem algumas diferenças. Estas diferenças ocorrem não só entre zonas semelhantes (com a mesma geometria e espessura) da mesma peça, como também em zonas semelhantes de peças diferentes. A distribuição de defeitos é muito maior nas amostras analisadas de HPDC comparativamente com as amostras analisadas de *Rheocasting* sendo isto espectável, não só devido à complexa geometria da peça produzida em HPDC, mas também devido aos processos.

Analisando o Anexo III, é possível verificar que a amostra H012 e H092, apesar de serem retiradas da mesma zona, têm uma distribuição de defeitos diferente indicando que esta zona é uma zona de grande concentração de tensões, sendo que deve ser tomado um maior cuidado entre transições geométricas, devendo estas ser mais suaves, e também no controlo do processo. As zonas H072 e H021 têm uma distribuição de defeitos semelhantes, o que é de certo modo espectável devido à

sua similaridade geométrica, tendo, contudo, a amostra H021 uma maior distribuição de defeitos de pequenas dimensões, devido à sua maior espessura. O mesmo acontece com as amostras H041 e H051. As amostras H051, H052 e H053 apresentam uma distribuição de defeitos ligeiramente diferente, sendo a quantidade de defeitos na amostra H053 bastante superior. Este resultado não está de acordo com o esperado devido à baixa espessura desta zona quando comparada com as outras zonas e à similaridade de geometrias. Isto indica um deficiente controlo de parâmetros de fundição, especialmente das posições do sistema de gítagem e alimentação. As amostras H073 e H042, contudo, apresentam uma distribuição de defeitos semelhante, como esperado. De um modo geral, é possível concluir, que as incongruências observadas, indicam maioritariamente, um deficiente controlo dos parâmetros de processo e do projeto dos sistemas de gítagem e alimentação.

Analisando o Anexo IV, também nem todas as amostras apresentam resultados de acordo com o esperado, como por exemplo as amostras R012 e R023, em que a amostra R012 apresenta uma distribuição de defeitos significativamente maior. Já o mesmo acontece com as amostras R093 e R043. As amostras R072 e R061 apresentam uma distribuição de defeitos semelhantes, esperável devido à sua similaridade, contudo, a amostra R061 apresenta uma maior quantidade de defeitos. Isto é, possivelmente devido a um deficiente controlo de parâmetros e projeto de sistema de gítagem e alimentação. Também as diferenças observadas entre as amostras R012, R023, R062, R073, R083 e R092, indicam um controlo de parâmetros e projeto de sistema de gítagem e alimentação necessitado de revisão.

Seria esperável que devido à maior simetria da peça produzida por *Rheocasting*, esta apresentasse uma menor dispersão na distribuição de defeitos, contudo tal não se verificou, devido, a como já se referiu, um projeto de sistema de gítagem e alimentação deficiente. Já a peça produzida em HPDC, teria, à partida, uma maior dispersão na distribuição de defeitos que a peça produzida em *Rheocasting*, devido à sua complexa geometria, mas a dispersão entre zonas semelhantes indicada também uma necessidade de reprojeto do sistema de gítagem e alimentação. É também ainda possível observar que os resultados estão de acordo com o previsto pelos resultados apresentados em 4.2.2, com as localizações dos *hotspots*.

5.2 ENSAIOS DE DUREZA

Os resultados de dureza obtidos nos ensaios de Dureza de Vickers realizados no laboratório de Caracterização de Materiais do DEMI na FCT-UNL são apresentados e tratados de acordo com a norma *ASTM E384-11* [55]. Deste modo, é necessário um tratamento dos valores obtidos através dos ensaios descritos no capítulo 3.1.1, de modo estatístico, obtendo assim a média, desvio padrão e intervalo de confiança de 95% para todos os resultados das amostras das peças produzidas por *Rheocasting* e HPDC em cada micro indentação.

Como referido anteriormente, no capítulo 3.1.1, de modo a obter resultados válidos foram feitas 10 micro indentações no topo de cada uma das 5 amostras de *Rheocasting* e 5 amostras de HPDC, com uma carga de 0,1 Kgf durante um tempo padrão de 10 segundos.

Na Tabela 14, Tabela 15, Tabela 16, Tabela 17 e Tabela 18 apresentam-se os dados obtidos a partir dos ensaios de dureza de Vickers das amostras H023, H093, H042, H011, H053. Na Tabela 19, Tabela 20, Tabela 21, Tabela 22 e Tabela 23 apresentam-se os dados obtidos a partir dos ensaios de dureza de Vickers das amostras R083, R013, R091, R043 e R032 respetivamente. Apresenta-se ainda as dimensões das diagonais de cada uma das micro indentações, tendo sido estas realizadas 100 vezes.

Tabela 14 - Resultados dos ensaios de dureza de Vickers da Amostra H023

Indentação	D₁(μm)	D₂(μm)	Dureza de Vickers (HV)
1	44.70	44.49	93.3
2	44.05	42.72	98.5
3	46.69	44.98	88.3
4	42.43	43.48	100.5
5	42.60	42.95	102.1
6	43.09	45.72	94.1
7	43.91	45.81	92.2
8	44.54	46.13	90.2
9	43.73	43.98	96.4
10	43.17	44.20	97.2

Tabela 15 - Resultados dos ensaios de dureza de Vickers da Amostra H093

Indentação	D₁(μm)	D₂(μm)	Dureza de Vickers (HV)
1	39.71	41.65	111.1
2	41.59	40.64	109.7
3	41.49	42.77	104.5
4	40.90	41.65	108.9
5	41.38	41.38	108.3
6	44.44	44.45	93.9
7	47.56	48.58	80.3
8	41.04	41.02	110.1
9	44.54	45.74	91.0
10	43.51	43.52	97.9

Tabela 16 - Resultados dos ensaios de dureza de Vickers da Amostra H042

Indentação	D₁(μm)	D₂(μm)	Dureza de Vickers (HV)
1	40.63	42.01	108.6
2	41.70	42.87	103.7
3	42.53	42.48	102.6
4	40.62	40.05	114.0
5	40.95	40.90	110.7
6	41.44	41.13	108.8
7	42.36	41.43	105.7
8	41.21	41.42	107.9
9	42.36	41.37	105.8
10	43.01	42.98	100.3

Tabela 17 - Resultados dos ensaios de dureza de Vickers da Amostra H011

Indentação	D₁(μm)	D₂(μm)	Dureza de Vickers (HV)
1	59.91	58.34	55.8
2	57.38	56.98	56.7
3	60.32	60.27	51.0
4	59.01	59.41	52.9
5	57.02	49.63	65.2
6	56.92	55.98	58.2
7	50.52	54.15	67.7
8	55.93	55.91	59.3
9	53.29	53.70	64.8
10	50.62	51.94	70.5

Tabela 18 - Resultados dos ensaios de dureza de Vickers da Amostra H053

Indentação	D₁(μm)	D₂(μm)	Dureza de Vickers (HV)
1	42.50	42.34	101.8
2	40.37	41.07	106.3
3	41.52	41.25	107.7
4	43.87	42.72	98.9
5	40.21	39.88	110.9
6	44.46	44.71	95.1
7	41.87	40.03	108.7
8	40.94	40.57	109.9
9	41.14	41.34	107.8
10	42.45	43.32	101.3

Tabela 19 - Resultados dos ensaios de dureza de Vickers da Amostra R083

Indentação	D₁(μm)	D₂(μm)	Dureza de Vickers (HV)
1	62.23	64.41	46.3
2	59.43	59.80	52.2
3	59.80	56.4	54.9
4	59.96	59.96	51.6
5	53.11	54.68	63.8
6	58.78	56.78	55.5
7	56.52	57.44	57.1
8	65.81	66.27	42.5
9	57.25	56.18	57.7
10	58.01	56.38	56.7

Tabela 20 - Resultados dos ensaios de dureza de Vickers da Amostra R013

Indentação	D₁(μm)	D₂(μm)	Dureza de Vickers (HV)
1	55.23	56.73	59.2
2	48.06	51.27	75.2
3	55.58	55.11	60.5
4	56.27	57.58	57.2
5	58.92	59.61	52.8
6	56.13	58.70	56.2
7	56.73	58.35	56.0
8	55.32	61.75	54.1
9	54.73	56.37	60.1
10	59.66	57.93	53.6

Tabela 21 - Resultados dos ensaios de dureza de Vickers da Amostra R091

Indentação	D₁(μm)	D₂(μm)	Dureza de Vickers (HV)
1	56.13	55.98	59.0
2	55.98	55.98	59.2
3	60.11	59.82	51.6
4	53.33	54.30	64.0
5	55.33	54.47	61.5
6	60.95	60.21	50.5
7	57.66	59.87	53.7
8	55.59	55.20	60.4
9	56.55	57.01	57.5
10	54.36	53.65	63.6

Tabela 22 - Resultados dos ensaios de dureza de Vickers da Amostra R043

Indentação	D₁(μm)	D₂(μm)	Dureza de Vickers (HV)
1	57.71	58.50	54.9
2	59.19	57.80	54.2
3	58.90	64.36	48.8
4	58.59	61.64	51.3
5	60.22	58.78	52.4
6	57.95	61.37	52.1
7	55.47	55.23	60.5
8	54.97	58.77	57.3
9	47.05	48.30	81.6
10	48.30	48.59	79.0

Tabela 23 - Resultados dos ensaios de dureza de Vickers da Amostra R032

Indentação	D₁(μm)	D₂(μm)	Dureza de Vickers (HV)
1	48.59	46.31	82.4
2	56.30	58.96	55.8
3	59.16	57.81	54.2
4	55.50	55.27	60.5
5	54.98	53.19	63.4
6	53.50	56.15	61.7
7	59.36	59.05	52.9
8	55.34	50.27	66.5
9	56.98	58.07	56.0
10	52.29	51.58	68.8

De modo a realizar o tratamento estatístico segundo a norma *ASTM 384-11* [55], recorreu-se ao *software MiniTab18* de modo a se verificar se os conjuntos de valores acima apresentados seguiam uma distribuição de probabilidade normal. Este programa assenta sobre o teste *Anderson-Darling*, que permite concluir se existe uma distribuição estatística e, devolve, juntamente com os gráficos, o *p-value*.

Caso o *p-value* seja superior ou igual a um nível de significância, α , de 0.05, assume-se que efetivamente o conjunto de dados em análise segue uma distribuição estatística normal. Caso o

valor seja inferior a α , rejeitam-se os dados. Para além deste dado, o software retorna ainda a média, o desvio padrão e o parâmetro estatístico do teste de *Anderson-Darling*, AD.

Nas seguintes figuras (da Figura 55 à Figura 64) apresentam-se os gráficos recolhidos do software para a liga EN AC-46000, produzida por HPDC e para a liga EN AB-42000, produzida por *Rheocasting*, com um intervalo de confiança de 95%, IC_{95%}, que permitem concluir acerca da dureza de ambas as ligas de alumínio.

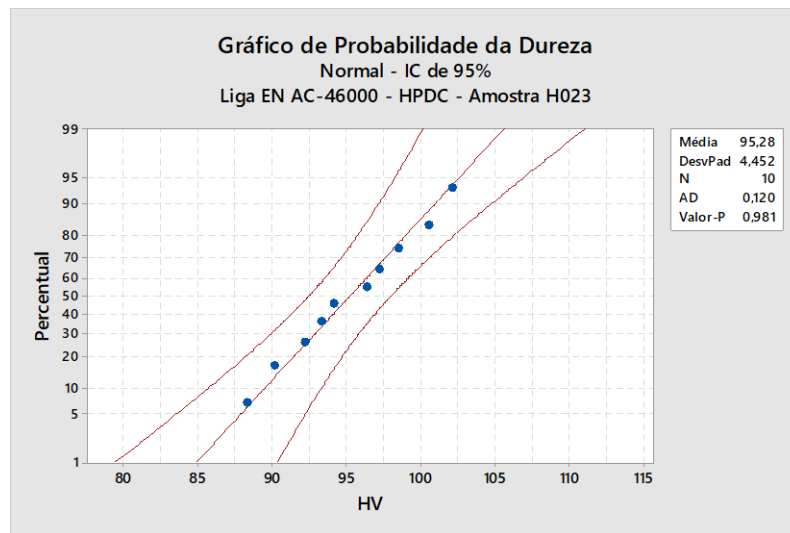


Figura 55 - Gráfico de Probabilidade da Dureza da Amostra H023 da Liga EN AC-46000 produzida por HPDC

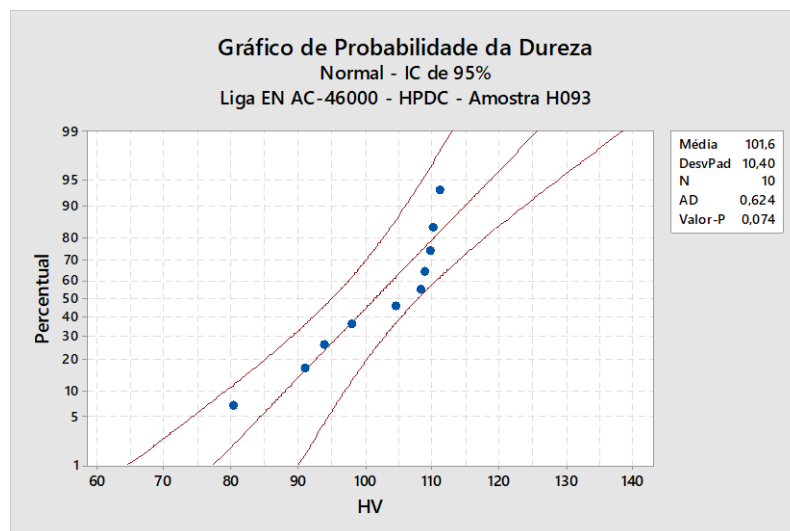


Figura 56 - Gráfico de Probabilidade da Dureza da Amostra H093 da Liga EN AC-46000 produzida por HPDC

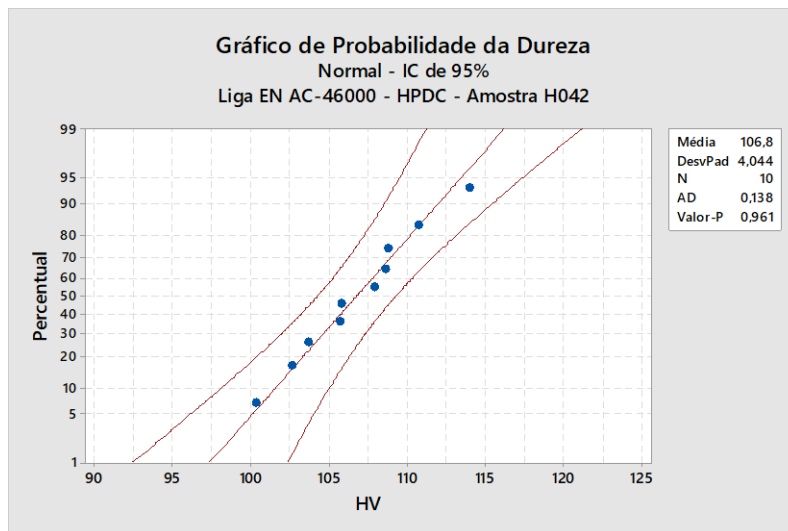


Figura 57 - Gráfico de Probabilidade da Dureza da Amostra H042 da Liga EN AC-46000 produzida por HPDC

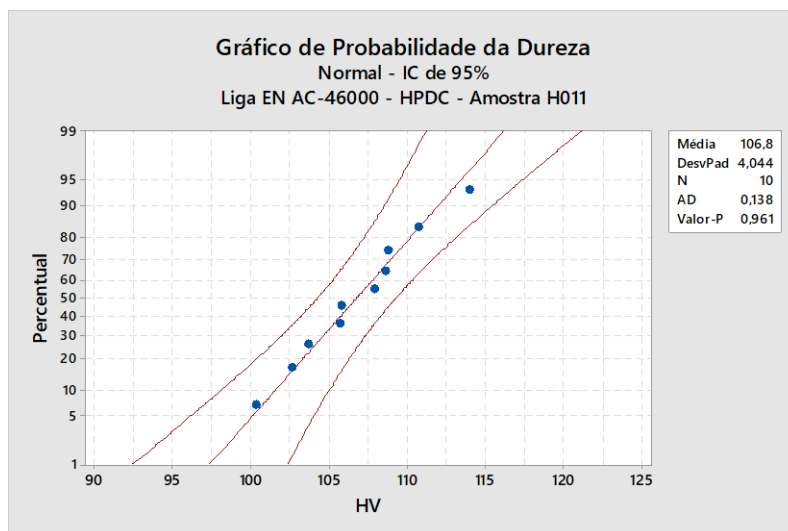


Figura 58 - Gráfico de Probabilidade da Dureza da Amostra H011 da Liga EN AC-46000 produzida por HPDC

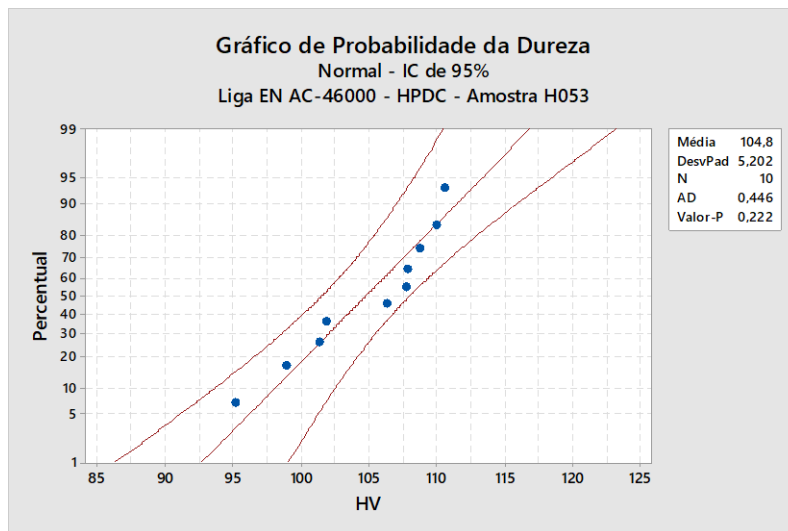


Figura 59 - Gráfico de Probabilidade da Dureza da Amostra H053 da Liga EN AC-46000 produzida por HPDC

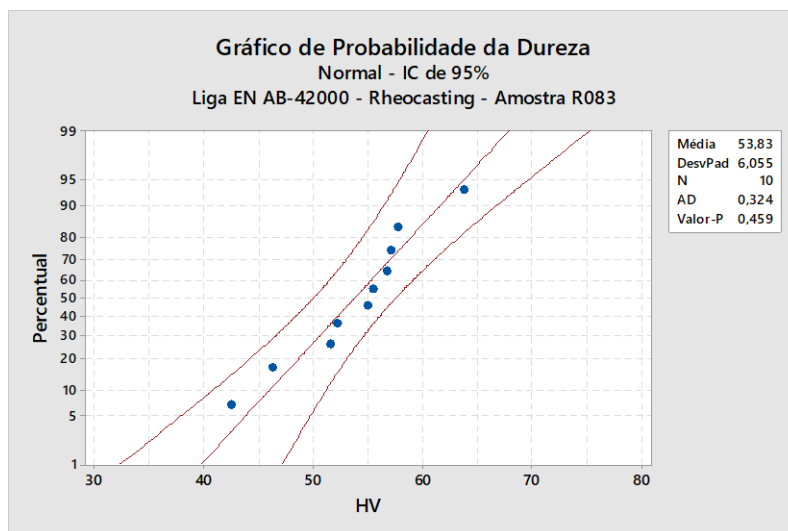


Figura 60 - Gráfico de Probabilidade da Dureza da Amostra R083 da Liga EN AB-42000 produzida por Rheocasting

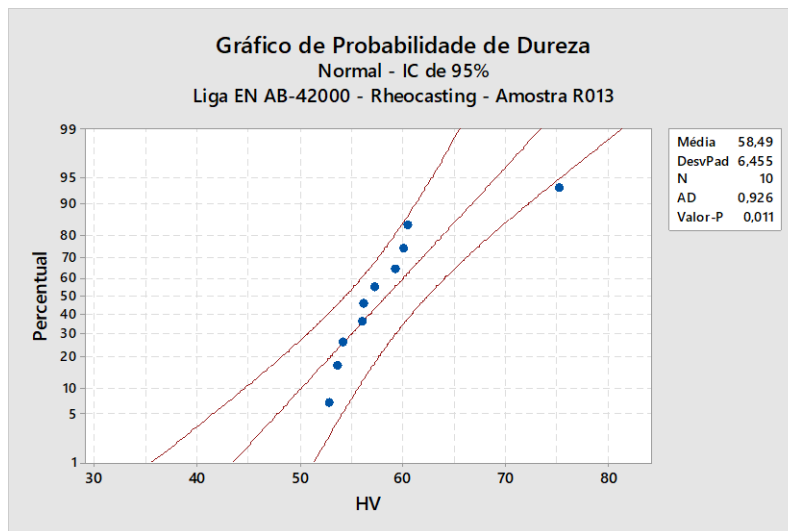


Figura 61 - Gráfico de Probabilidade da Dureza da Amostra R013 da Liga EN AB-42000 produzida por Rheocasting

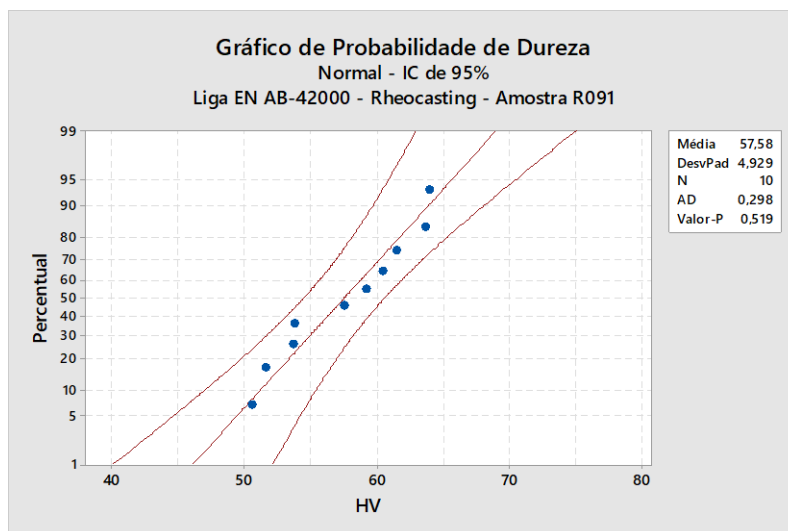


Figura 62 - Gráfico de Probabilidade da Dureza da Amostra R091 da Liga EN AB-42000 produzida por Rheocasting

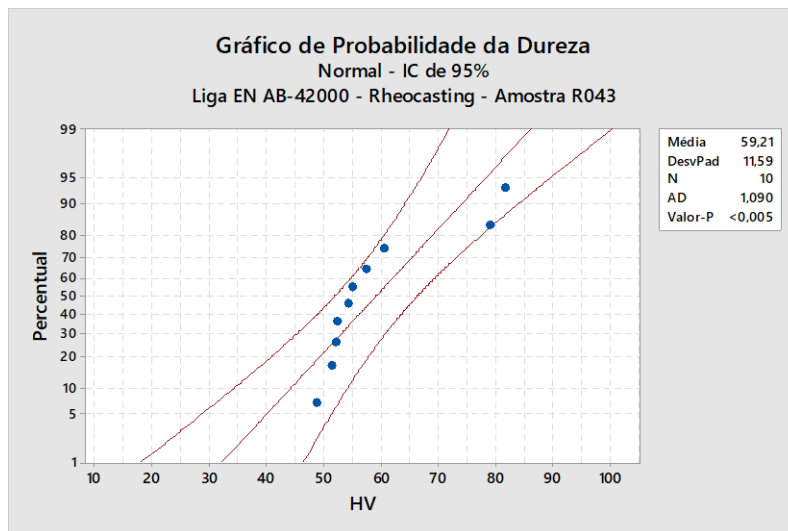


Figura 63 - Gráfico de Probabilidade da Dureza da Amostra R043 da Liga EN AB-42000 produzida por Rheocasting

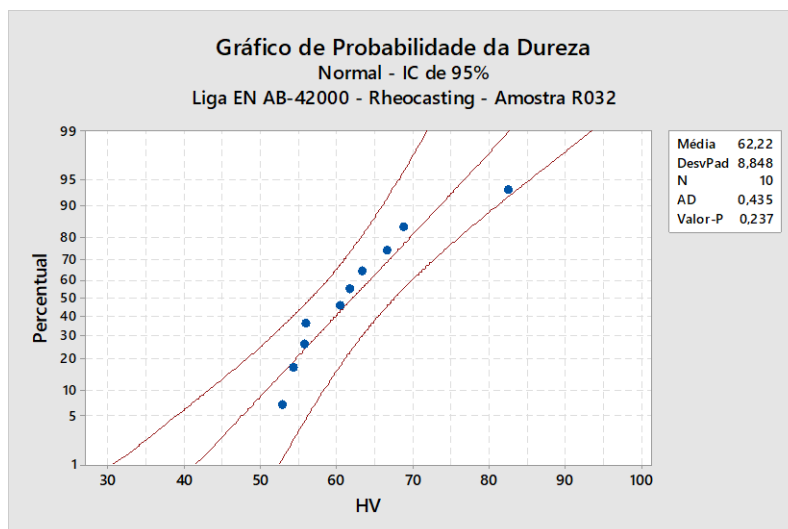


Figura 64 - Gráfico de Probabilidade da Dureza da Amostra R032 da Liga EN AB-42000 produzida por Rheocasting

Na Tabela 24, resumem-se os dados relevantes de cada uma das amostras produzida por cada um dos processos. É possível verificar que dos conjuntos de dados obtidos as amostras R013 e R043, produzidas por *Rheocasting*, não seguem uma distribuição estatística normal pois o *p-value* é inferior a 0.05. Assim, esses conjuntos de valores não foram considerados nos cálculos.

É ainda de referir que a amostra H011 produzida por HPDC não foi também considerada para efeitos de cálculo de dureza, apesar de apresentar uma distribuição estatística normal, visto o valor da média de conjunto, diferir bastante das restantes médias de conjunto. Isto deve-se ao facto de as indentações realizadas na superfície desta amostra terem sido realizadas sobre porosidades, afetando assim o resultado.

Tabela 24 - Teste de Normalidade dos Resultados dos Ensaio de Dureza de Vickers

	Amostra	<i>p-value</i>	<i>p-value</i> > α	Média de conjunto (HV 0.5)	Média $\pm IC_{95\%}$ (HV)
HPDC	H023	0.981	Sim	95.28	102.12 ^{+4.68} _{-6.84}
	H093	0.074	Sim	101.6	
	H042	0.961	Sim	106.8	
	H011	0.961	Sim	60.21	
	H053	0.222	Sim	104.8	
Rheocasting	R083	0.459	Sim	53.83	57.88 ^{+1.33} _{-4.05}
	R013	0.011	Não	58.49	
	R091	0.519	Sim	57.58	
	R043	<0.005	Não	59.21	
	R032	0.237	Sim	62.22	

É possível de verificar que estes resultados estão de acordo com a revisão bibliográfica (ver 3.1) e que as diferenças verificadas entre os valores médios de cada amostra analisada de *Rheocasting* e HPDC se devem à presença de porosidades nas imediações das indentações

5.3 ANÁLISE DA MICROESTRUTURA

A microestrutura de uma liga muda significativamente conforme o processo utilizado para na sua produção e também conforme a sua composição química. Esta está diretamente relacionada com as propriedades do produto final, influenciando não só a solidificação da peça como as propriedades mecânicas, como por exemplo aspetos relacionados com a resistência, condutividade, limitando, portanto, as aplicações (ver 2.1.2). A microestrutura da liga pode, contudo, ser alterada conforme a adição de certos elementos de liga e tratamentos térmicos.

Abaixo, na Figura 65 encontra-se a microestrutura da liga EN AC-46000, utilizada na produção da peça de HPDC. É possível identificar uma fase eutética de Al-Si e a fase primária α de Al. Esta microestrutura, como se pode verificar não é circular e não apresenta uma distribuição uniforme. Já a microestrutura da liga EN AB-42000, representada na Figura 66, utilizada na produção da peça de *Rheocasting* apresenta, como esperado, uma estrutura mais grosseira que a de HPDC, e globular. É igualmente possível identificar uma fase eutética de Al-Si e a fase primária α de Al.

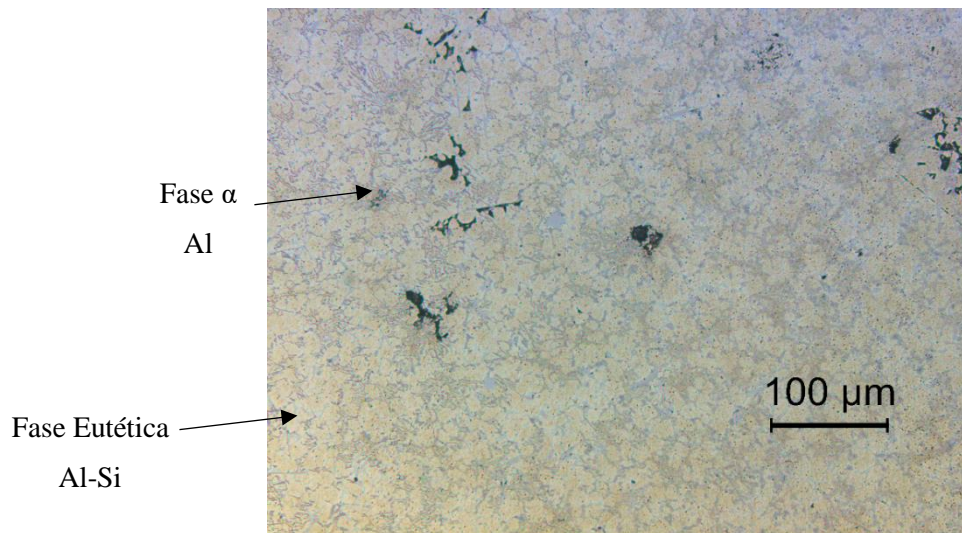


Figura 65 - Microestrutura da Liga EN AC-46000, com uma ampliação de 20x, a uma escala de 100μm, identificando-se a fase eutética e primária

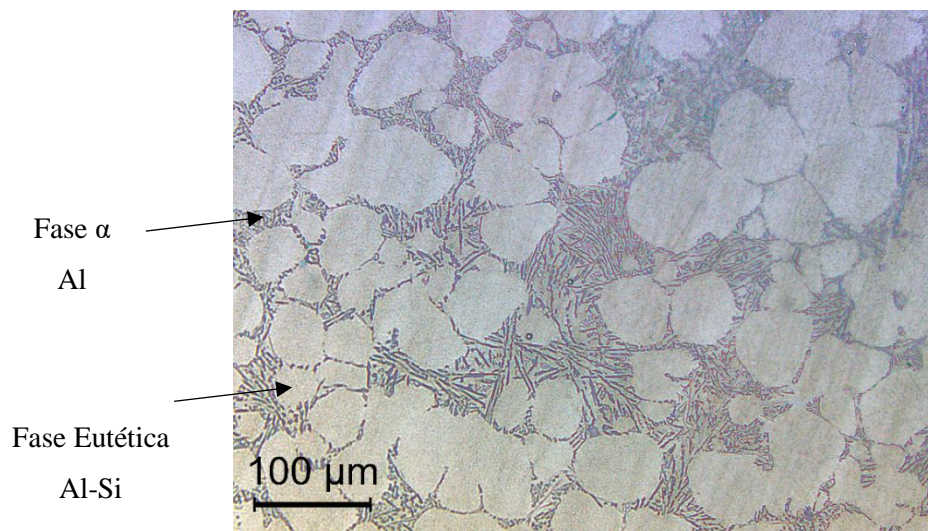


Figura 66 - Microestrutura da Liga EN AB-42000, com uma ampliação de 20x, a uma escala de 100μm, identificando-se a fase eutética e primária

Da Figura 67 à Figura 73 - Defeito encontrado na Amostra R061, com uma ampliação de 5x, a uma escala de 500 μm. Figura 73 mostram-se, a título de exemplo, algumas das imagens retiradas do microscópio ótico *Leica DMI5000 M* (ver Figura 28), presente no CENIMAT na FCT-UNL, da dos defeitos encontrados em várias zonas da peça produzida por HPDC e da peça produzida por *Rheocasting* e a respetiva zona da peça a partir da qual a amostra foi retirada.

Na Figura 67 apresenta-se um dos defeitos mais encontrados nas amostras observadas da peça de HPDC. Pode-se concluir que estes se devem à turbulência no enchimento que levou ao aprisionamento de gases que ficaram dissolvidos. Este defeito é colmatado por uma revisão do projeto do sistema de gitagem e por um controlo do enchimento, de modo a minimizar a turbulência (velocidade de enchimento). Na Figura 68 encontra-se o outro tipo de defeito mais

frequentemente encontrados nas amostras analisadas de HPDC, um defeito de contração que ocorreu aquando da solidificação, num hotspot. Estes evitam-se com o redesign das peças nas zonas onde são encontrados. Neste caso específico é necessário rever a espessura da zona e o ângulo de transição. Ambos os defeitos variam extremamente em tamanho ao longo da microestrutura. Já na Figura 69 encontra-se o defeito mais comum ao processo de HPDC. Pode-se concluir que este defeito é de enchimento, em que a fase eutética solidificou antes do líquido conseguir preencher o espaço entre as dendrites.

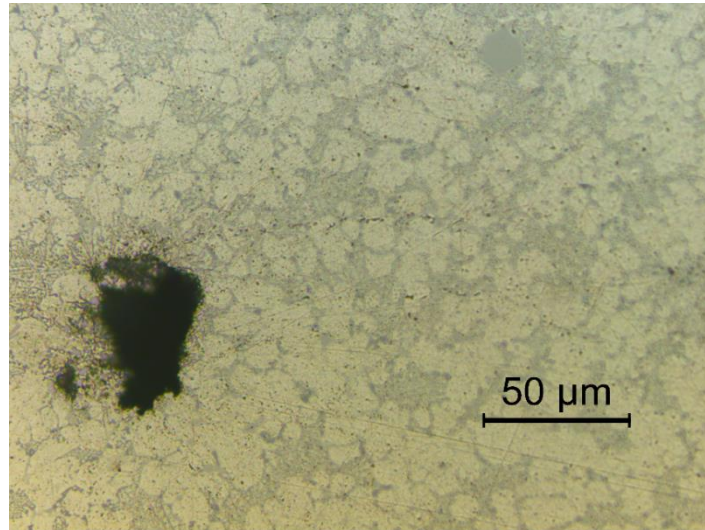


Figura 67 – Aprisionamento de ar encontrado na Amostra H051, com uma ampliação de 100x, a uma escala de 50 μm

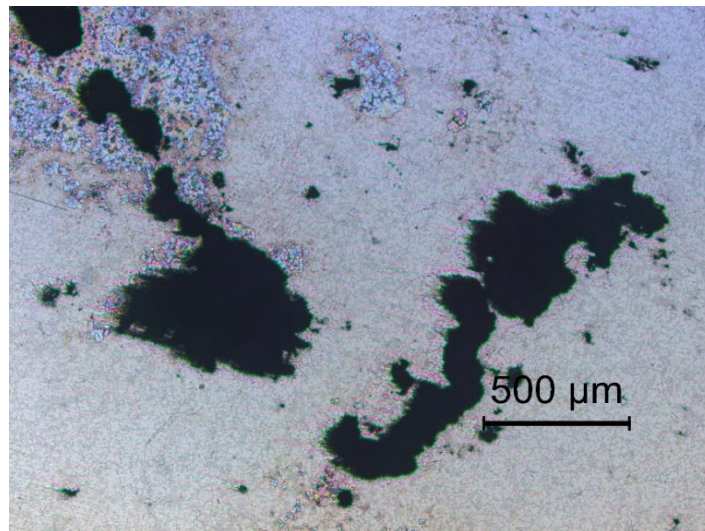


Figura 68 – Defeito de contração encontrado na Amostra H051, com uma ampliação de 5x, a uma escala de 500 μm

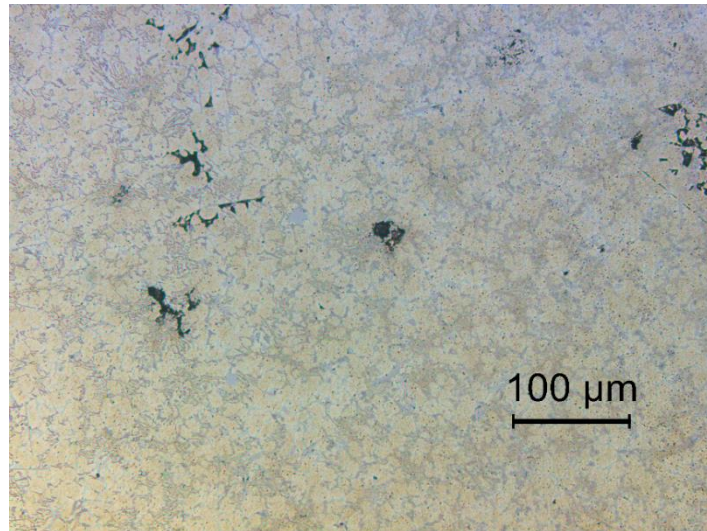


Figura 69 - Defeito de enchimento encontrado na Amostra H052, com uma ampliação de 20x, a uma escala de 100 μm

Na Figura 70, encontra-se, tal como na peça produzida em HPDC, o defeito mais encontrado nas amostras analisadas na peça produzida por *Rheocasting*. Este é um defeito de enchimento, e tal como referido anteriormente, a sua causa está numa solidificação prematura da fase sólida. A presença deste tipo de defeitos na microestrutura das peças pode ser evitado melhorando o sistema de alimentação. Contudo, é também possível verificar nesta imagem a presença de defeitos por aprisionamento de ar. Na Figura 71 e Figura 72 encontra-se um defeito pontualmente encontrado na peça produzida por *Rheocasting*. Este defeito ocorre também ele no limite do grão e ocorre na forma de uma fissura. Pode-se concluir que isto se deve ao facto de aquelas duas zonas terem solidificado em alturas diferentes e ocorreu uma fissuração a quente. Este tipo de defeito deve-se a um erro no sistema injetor ou ainda na refrigeração do molde.

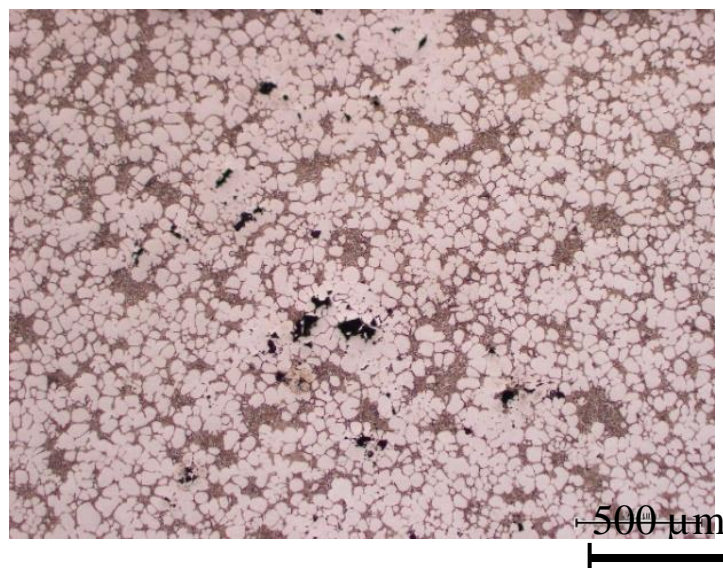


Figura 70 - Defeito de enchimento encontrado na Amostra R011, com uma ampliação de 5x, a uma escala de 500 μm

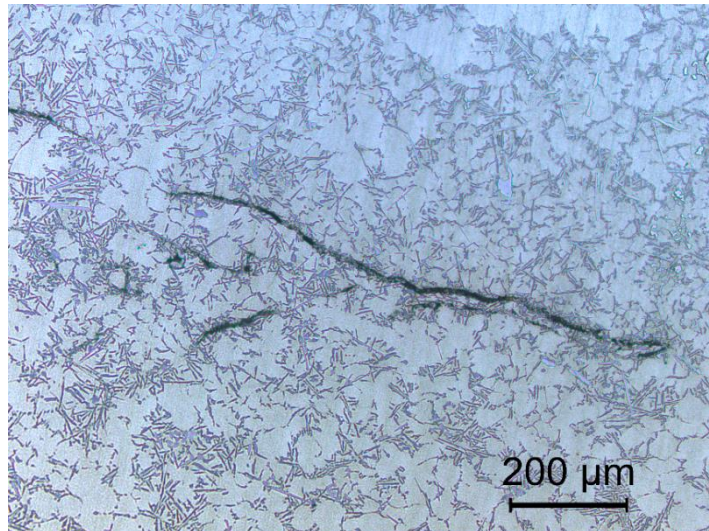


Figura 71 - Fissura encontrado na Amostra R072, com uma ampliação de 10x, a uma escala de 200 μm

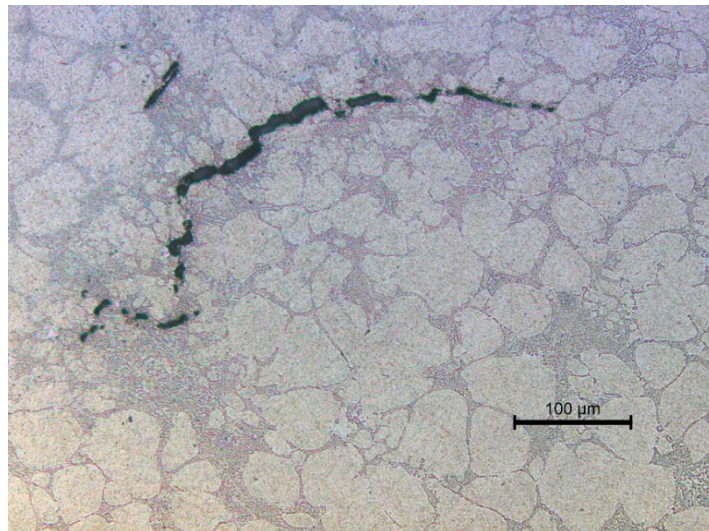


Figura 72 - Fissura encontrado na Amostra R093, com uma ampliação de 20x, a uma escala de 100 μm

Na Figura 73 encontra-se um defeito isolado das observações das 14 amostras retiradas da peça de *Rheocasting*. É possível de concluir que, novamente, este tipo de defeito se deveu à falta de homogeneidade térmica e em que o teor líquido estava abaixo do suposto, logo o material não escoou devidamente.

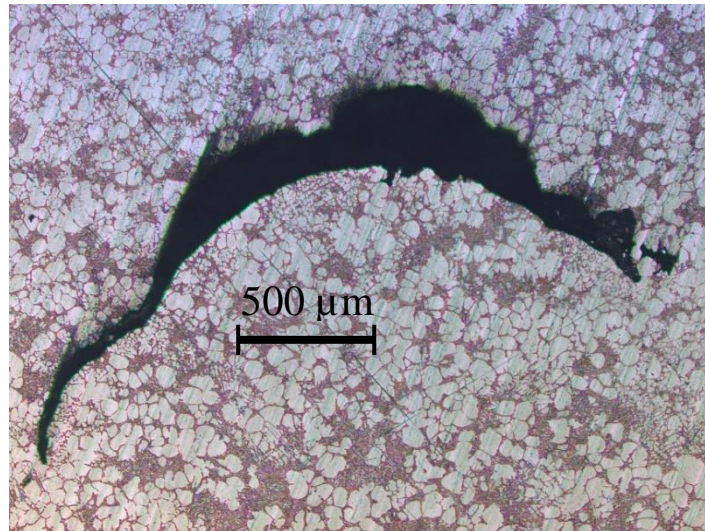


Figura 73 - Defeito encontrado na Amostra R061, com uma ampliação de 5x, a uma escala de 500 μm

5.4 PREVISÃO DE VIDA

Uma vez realizada a contabilização de defeitos e, portanto, a área total dos defeitos, e realizado o cálculo da dureza de Vickers, foi possível proceder-se ao cálculo da tensão limite de fadiga, σ_w , cujos resultados se apresentam na tabela abaixo,

	$\sqrt{\text{área}} (\mu\text{m})$	HV
HPDC	$\sqrt{14198654.23}$	$102.12^{+4.68}_{-6.84}$
<i>Rheocasting</i>	$\sqrt{1353699}$	$57.88^{+1.33}_{-4.05}$

Assim, recorrendo à equação (1) (ver 2.2.3), e com recurso ao *Excel*, é possível calcular a tensão limite de fadiga de ambas as peças produzidas por HPDC e *Rheocasting*.

HPDC

$$\sigma_w = \frac{1.56 (450 + 102.12)}{(\sqrt{14198654.23})^{\frac{1}{6}}} = 218,3 \text{ MPa}$$

Rheocasting

$$\sigma_w = \frac{1.56 (450 + 57.88)}{(\sqrt{1353699})^{\frac{1}{6}}} = 244,3 \text{ MPa}$$

Mayer et al. [46], calculou a curva S-N para a liga EN AC-46000, utilizada na produção da peça em HPDC e Tajiri et al. [49], calculou a curva S-N para a liga EN AB-42000, utilizada na produção da peça em *Rheocasting*, sendo estas representadas na Figura 75 e Figura 74, respetivamente. É ainda possível verificar que, para a tensão limite de fadiga calculada para ambas

as peças, o número de ciclos previstos é inferior a 10^4 . Este resultado é bastante negativo, visto existir uma necessidade destas peças resistirem à maquinação ainda durante a sua produção. Além disso, também estarão sujeitas a temperaturas e pressões elevadas aquando ao serviço. A durabilidade de ambos os componentes é muito reduzida, sendo necessário tomar um conjunto de medidas, mencionadas ao longo deste capítulo.

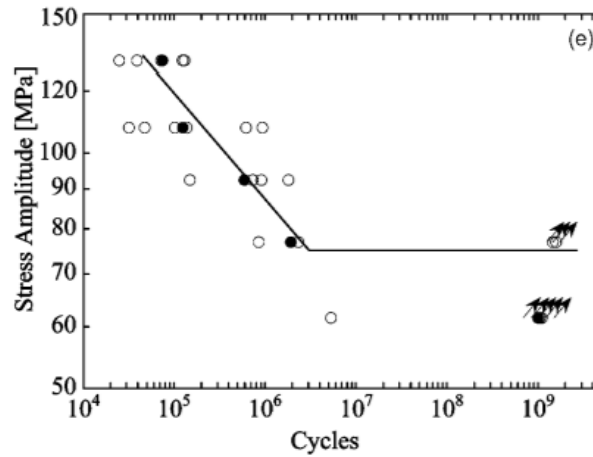


Figura 74 - Curva S-N da liga EN AC-46000 [46]

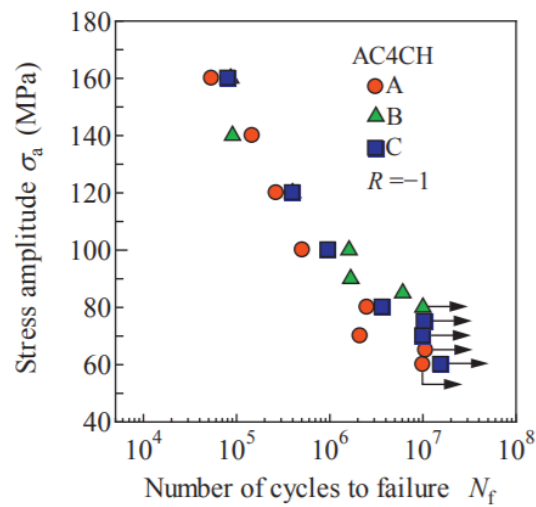


Figura 75 - Curva S-N da liga EN AB-42000 [49]

6. CONCLUSÕES E FUTUROS TRABALHOS

Do estudo pormenorizado dos defeitos encontrados em ambas as peças concluiu-se que o *Rheocasting* incorpora mais tipos de defeitos (aprisionamento de gases, de contração, de enchimento e fissuração a quente) mas em menos quantidade do que em HPDC. No entanto, concluiu-se que a peça obtida por HPDC apresentava apenas defeitos de aprisionamento de gases, de enchimento e contração.

Independentemente da configuração geométrica verificou-se que a peça de HPDC apresentava paredes menos espessas, no entanto, concluiu-se que apresenta mais defeitos do que a peça obtida por *Rheocasting*.

O escoamento de calor deverá ser otimizado aquando do projeto do sistema de gitagem eliminando assim defeitos encontrados principalmente na peça obtida por *Rheocasting*. O sistema de alimentação deverá ser também ele otimizado de forma a evitar existência de defeitos de contração na solidificação de ambas as peças.

Conclui-se, do estudo de defeitos, que o número de defeitos intrínsecos aos processos deverão ser eliminados através de estudo do projeto recorrendo a simulação (eliminação dos defeitos por contração) e por controlo dos parâmetros de fabrico (eliminação das porosidades). Desta forma, conclui-se que é de extrema importância o recurso à simulação durante a fase conceptual.

Os valores de dureza das amostras de EN AB-42000 e EN AC-46000 foram de $102.12^{+4.68}_{-6.84}$ e $57.88^{+1.33}_{-4.05}$, respetivamente. O que se conclui que o valor da dureza do material EN AB-42000 (*Rheocasting*) é aproximadamente metade do valor do material EN AC-46000 (HPDC).

Em relação à durabilidade, conclui-se que ambas as peças apresentaram uma distribuição de defeitos considerável, o que levou a que a tensão limite de fadiga apresentasse valores de 244,3 MPa (para a liga EN AB-42000 produzida por *Rheocasting*) e 218,3 MPa (para a liga EN AC-46000 produzida por HPDC) e número de ciclos inferiores a 10^4 para ambos os casos.

Conclui-se ainda que a integridade estrutural de peças obtidas pelos processos *Rheocasting* e o HPDC só poderão ser comparáveis se tiverem a mesma configuração geométrica e o mesmo material.

Da simulação com o software *QuikCAST*, foi possível verificar os *hotspots* e concluiu-se que a geometria da peça de *Rheocasting* apresentava mais *hotspots*, precisando esta peça de um cuidado acrescido durante a fase de projeto.

Relativamente a trabalhos futuros, a autora propõe, de modo a obter resultados mais fiáveis:

- A determinação das curvas $\sigma - \varepsilon$, nominal e verdadeira, da liga EN AC-46000 e da liga EN AB-42000, produzidas pelo processo de HPDC e *Rheocasting*, de modo a poder aferir o comportamento do material e as suas propriedades mecânicas nominais e propriedades mecânicas verdadeiras, tais como o Módulo de Young, Tensão de Cedência, Tensão de Ruptura (UTS), Extensão de Cedência, Extensão de Ruptura, Extensão após Fratura e Redução de área.
- A determinação das curvas S-N para o material EN AC-46000 e para o material EN AB-42000, obtidas aquando da produção das peças, através da realização de ensaios de fadiga e curvas de propagação de fenda, de modo a estudar a durabilidade. Também o seu estudo para temperaturas entre -40°C e 170°C (condições de funcionamento das peças estudadas) deverá ser realizado.
- Proceder ao estudo da distribuição de defeitos e microestrutura em peças com geometria igual, mas manufaturadas por *Rheocasting* e HPDC, de modo a retirar conclusões mais exatas.
- Realizar um estudo do sistema de fixação para as duas peças de geometria complexa por simulação, tendo em conta o processo de fabrico *Rheocasting* e HPDC, bem como um estudo da influência dos parâmetros de fabrico na distribuição de defeitos, utilizando simulação.

7. BIBLIOGRAFIA

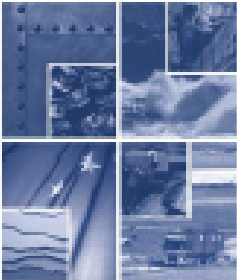
- [1] P. G. Sheasby and R. Pinner, “Introduction: Aluminum, Its Properties, Alloys and Finishes,” in *The Surface Treatment and Finishing of Aluminum and Its Alloys, 6th Edition*, Materials Park, OH: ASM International, 2001, pp. 1–10.
- [2] R. Cobden and A. Banburry, “Aluminium: Physical Properties, Characteristics and Alloys,” Brussels, 1994.
- [3] S. G. Epstein, J. G. Kaufman, and P. Pollak, “Aluminum and Its Alloys,” in *Mechanical Engineer’s Handbook*, John Wiley & Sons, Inc., 1998, pp. 45–58.
- [4] J. R. Davis, “Aluminum and Aluminum Alloys,” in *Alloying: Understanding the Basics*, Materials Park, OH: ASM International, 2001, pp. 351–416.
- [5] “Aluminum and Aluminum Alloys Guide Aluminum and Aluminum Alloys,” 2015.
- [6] J. G. Kaufman and E. L. Rooy, *Aluminum Alloy Castings: Properties, Processes, and Applications*. Materials Park, OH: ASM International, 2004.
- [7] W. F. Hosford, “Aluminum and Its Alloys,” in *Physical Metallurgy*, CRC Press, 2010, pp. 181–199.
- [8] B. Hussey and J. Wilson, *Light Alloys - Directory and Databook*. Springer Science+Business Media Dordrecht, 1998.
- [9] A. R. Donald, P. P. Fulay, and W. J. Wright, “Nonferrous Alloys,” in *The Science And Engineering of Materials, Sixth Edition*, Cengage Learning, Inc., 2011, pp. 540–547.
- [10] R. Cayless, “Alloy and Temper Designation Systems for Aluminum and Aluminum Alloys,” in *ASM Handbook, Volume 2: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*, vol. 2, Materials Park, OH: ASM International, 1990, pp. 15–28.
- [11] “Aluminum and aluminum alloys - Chemical composition and form of wrought products,” in *BS EN 573*, Brussels, 2003.
- [12] M. Payandeh, “Rheocasting of Aluminium Alloys: Slurry Formation, Microstructure, and Properties,” School of Engineering, Jönköping University, 2015.
- [13] ASM International, *ASM Handbook*, vol. 7. Materials Park, OH, 1972.
- [14] M. Holtzer and J. Danko, “The State of Art and Foresight of World’s Casting Production,” *Metalurgija*, vol. 45, no. 4, pp. 333–340, 2006.
- [15] E. L. Kotzin, *Metalcasting & Molding Processes*. Des Plaines, Illinois: American Foundrymen’s Society, 1981.
- [16] P. L. Harale, “Management of working capital in foundry industries a case study of Belgaum district,” Karnatak University, 2008.
- [17] A. Kaye and A. Street, *Die Cast Metallurgy*. London: Butterworths Scientific, 1982.

- [18] Ordem dos Engenheiros, “A Fundição Injectada de Alumínio - Princípios e Desafios.” [Online]. Available: http://www.ordemengenheiros.pt/fotos/dossier_artigo/. [Accessed: 27-Jul-2018].
- [19] NADCA Design, *Product Design for Die Casting*, 7th ed. Arlington Heights: NADCA, 2015.
- [20] M. Torkar, P. Mrvar, and J. Medved, “Die Casting and New Rheocasting,” in *Recent Researches in Metallurgical Engineering - From Extraction to Forming*, InTech, 2012, pp. 143–160.
- [21] A. Rahimi, “Introduction Of High Pressure Die-Casting And Common Defects In Die-Casting Collected By,” Islamic Azad University Of Saveh, 2003.
- [22] P. W. Cleary, J. Ha, M. Prakash, and T. Nguyen, “3D SPH flow predictions and validation for high pressure die casting of automotive components,” *Appl. Math. Model.*, vol. 30, no. 11, pp. 1406–1427, 2006.
- [23] J. Campbell, *Complete Casting Handbook - Metal Casting Processes, Metallurgy, Techniques and Design*. Oxford, UK: Butterworth-Heinemann, 2011.
- [24] H. Kwon and K. Seo, “CAE simulation of HPDC Process with Automobile part (Oil Pan),” *Int. J. Digit. Content Technol. its Appl.*, vol. 7, no. 13, pp. 245–251, 2013.
- [25] A. Kaye and A. Street, *Die Casting Metallurgy*. Butterworth Scientific, 1982.
- [26] G. E. Totten and D. S. MacKenzie, *Handbook of Aluminum: Physical Metallurgy and Processes*. CRC Press, 2003.
- [27] F. Grosselle, G. Timelli, F. Bonollo, and R. Molina, “Correlation between microstructure and mechanical properties of Al-Si diecast engine blocks,” *Metall. Sci. Technol.*, vol. 27, no. 2, pp. 959–965, 2009.
- [28] M. J. Marques, “CAE Techniques for Casting Optimization,” *INEGI - Instituto de Engenharia Mecânica e Gestão Industrial*, 2001.
- [29] S. Dabhole, C. Kurundwad, and S. Prajapati, “Design and Development of Die Casting Design for Rejection Reduction,” *Int. J. Mech. Eng. Technol.*, vol. 8, no. 5, pp. 1061–1070, 2017.
- [30] S. P. Midson and A. Jackson, “A Comparison of Thixocasting and Rheocasting,” in *World Foundry Congress*, 2006, pp. 1–10.
- [31] J. A. Yurko, R. A. Martinez, and M. C. Flemings, “Commercial development of the Semi-Solid Rheocasting (SSR) process,” *Metall. Sci. Technol.*, vol. 21, no. 1, 2003.
- [32] C. P. Hong and J. M. Kim, “Development of an Advanced Rheocasting Process and Its Applications,” *Solid State Phenom.*, vol. 116–117, pp. 44–53, 2006.
- [33] U. A. Curle, J. D. Wilkins, and G. Govender, “Industrial semi-solid rheocasting of aluminum A356 brake calipers,” *Adv. Mater. Sci. Eng.*, vol. 2011, 2010.
- [34] T. Basner, “Rheocasting of Semi-Solid A357 Aluminum,” Michigan, USA, 2000.

- [35] R. B. C. L. Ivanchev, D. Wilkins, G. Govender, W. Du Preez, "Rheo-Processing of Semi-Solid Metal Alloys - A New Technology for Manufacturing Automotive and Aerospace Components," *S. Afr. J. Sci.*, vol. 104, no. 7–8, 2008.
- [36] F. Bonollo, G. Timelli, E. Fiorese, E. Gariboldi, P. Parona, and L. Arnberg, "Database on Defects," 2013.
- [37] I. Aminul and N. F. Zoheir, "The Influence of Porosity and Hot Isostatic Pressing Treatment on Wear Characteristics of Cast and P/M Aluminum Alloys," *Wear*, vol. 271, no. 9–10, pp. 1594–1601, 2011.
- [38] W. Walkington, "Gas Porosity - A Guide to Correcting the Problems." NADCA, 2006.
- [39] F. Bonollo, N. Gramegna, and G. Timelli, "High-pressure die-casting: Contradictions and challenges," *JOM*, vol. 67, no. 5, pp. 901–908, 2015.
- [40] E. J. Vinarcik, *High Integrity Die Casting Processes*. New Jersey: John Wiley & Sons, Inc., 2002.
- [41] A. J. F. Mourão, "Introdução à Engenharia Simultânea e ao Projecto para Fabrico e Montagem," 1999.
- [42] H. W. Stoll, "Casting design issues and practices," *Cast. Des. Perform.*, vol. 1, no. c, pp. 1–27, 2009.
- [43] J. Seit and R. Aggarwal, "Product Design Optimization for Good Casting Quality," 2017.
- [44] European Aluminum Association, "Design – Aluminium design for cost optimization," 2011.
- [45] B. T. Schmidt, B. Lauber, and A. Engineer, "Topology Optimization and Casting : A Perfect Combination," *ANSYS Advant.*, vol. III, no. 1, pp. 42–43, 2009.
- [46] H. Mayer, M. Papakyriacou, B. Zettl, and S. E. Stanzl-Tschegg, "Influence of porosity on the fatigue limit of die cast magnesium and aluminium alloys," *Int. J. Fatigue*, vol. 25, no. 3, pp. 245–256, 2003.
- [47] Q. Y. Wang, J. Y. Berard, A. Dubarre, G. Baudry, S. Rathery, and C. Bathias, "Gigacycle fatigue of ferrous alloys," *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, vol. 22, no. 8, pp. 667–672, 1999.
- [48] A. Ueno, M. Nishida, S. Miyakawa, K. Yamada, and S. Kikuchi, "Δ K th estimation of aluminum die-casting alloy by means of \sqrt{a} area method," in *Recent Advances in Structural Integrity Analysis: Proceedings of the International Congress*, 2014, vol. 3, pp. 99–103.
- [49] A. Tajiri *et al.*, "Fatigue Limit Prediction of Large Scale Cast Aluminum Alloy A356," *Procedia Mater. Sci.*, vol. 3, pp. 924–929, 2014.
- [50] M. J. Caton, "Predicting fatigue properties of cast aluminum by characterizing small-crack propagation behavior." 2001.
- [51] S. Beretta and Y. Murakami, "Small Defects in Inhomogeneities in Fatigue Strenght:

- Experiments, Models and Statistical Implications,” *Extremes*, vol. 2, no. 2, pp. 123–147, 1999.
- [52] M. Vončina, N. Močnik, A. Nagode, A. Stoić, and M. Bizjak, “Dependence of Mechanical Properties On Cu Content in AlSi9Cu3(Fe) Alloy,” *Teh. Vjesn.*, vol. 24, no. 1, pp. 229–231, 2017.
 - [53] R. K. Singh, A. Telang, and S. Das, “Microstructure and Mechanical Properties of Al-Si Alloy in As-cast and Heat Treated Condition,” *Am. J. Eng. Res.*, vol. 8, pp. 133–137, 2016.
 - [54] ASTM International, “Standard Practice Preparation of Metallographic Specimens,” in *ASTM E3-95*, EUA, 1995.
 - [55] ASTM International, “Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials,” *ASTM E384*, pp. 1–43, 2012.
 - [56] S. Das and C. A. E. Analyst, “Design and Weight Optimization of Aluminium Alloy Wheel,” *Int. J. Sci. Res. Publ.*, vol. 4, no. 6, pp. 1–12, 2014.
 - [57] C. M. Choudhari, B. E. Narkhede, and S. K. Mahajan, “Casting Design and Simulation of Cover Plate Using AutoCAST-X Software for Defect Minimization with Experimental Validation,” *Procedia Mater. Sci.*, vol. 6, no. Icmpe, pp. 786–797, 2014.
 - [58] A. Romuald Laqua and A. V., “Simulation of High Pressure Die Casting (HPDC) via STAR-Cast,” 2012.
 - [59] A. Pari, *Optimization of HPDC Process using Flow Simulation - Case Studies*. 2010.

ANEXO I. FICHA TÉCNICA DA LIGA EN AB-42000



Aluminium alloy EN AB-42000

Chemical designation: EN AB-AlSi7Mg

Previous Swedish standard: Type 4244

Chemical composition:

	Min %	Max %
Si	6,5	7,5
Fe	-	0,45
Cu	-	0,15
Mn	-	0,35
Mg	0,25	0,65
Cr	-	-
Ni	-	0,15
Zn	-	0,15
Pb	-	0,15
Sb	-	0,05
Ti	0,05	0,20

Others each max 0,05%
and total max 0,15%

General description of properties:
Hypoeutectic alloy with good castability properties. Good machinability, good weldability and high resistance to chemical attack.

Suitable applications:
For complicated pressure-tight castings subject to fatigue loading. Good resistance to corrosion and high strength after heat treatment

Heat treatment:
Solution heat treated at 520-530°C for 3-6 hours followed by quenching in water and artificial ageing at 150-175°C for 15-5 hours

Casting characteristics, S-Sand cast, K-Chill cast:

Solidification range, °C, about	Casting temperature °C, about	Fluidity	Resistance to hot tearing	Shrinkage %, about	Pressure tightness
620-570	700-750	Good	Excellent	S: 1-1,2 K: 0,8-1	Good


Mechanical properties of separately untreated cast test bars:

Tensile strength, R _m , MPa, min.	Proof stress, R _{0,2} , MPa, min.	Elongation, A ₅₀ , %, min.	Brinell hardness, HBS, min.
S: 140 K: 170	S: 80 K: 90	S: 2 K: 2,5	S: 50 K: 55




Mechanical and physical properties:

Density kg/dm ³	Strength	Machinability	Weldability	Resistance to corrosion
2,65	Good	Good	Good	Good/Satisfact.

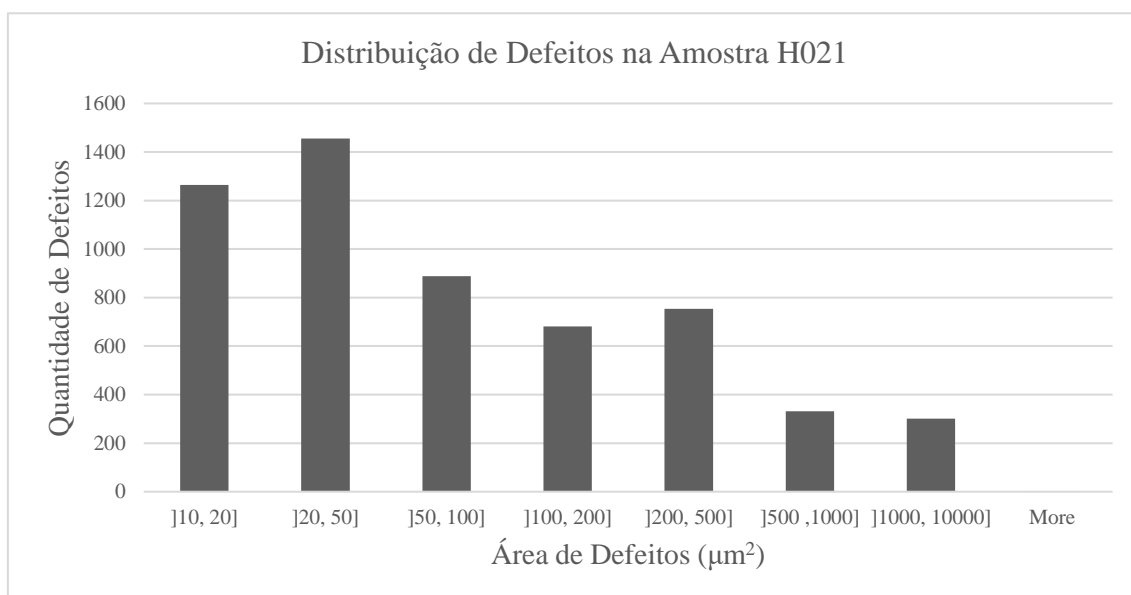
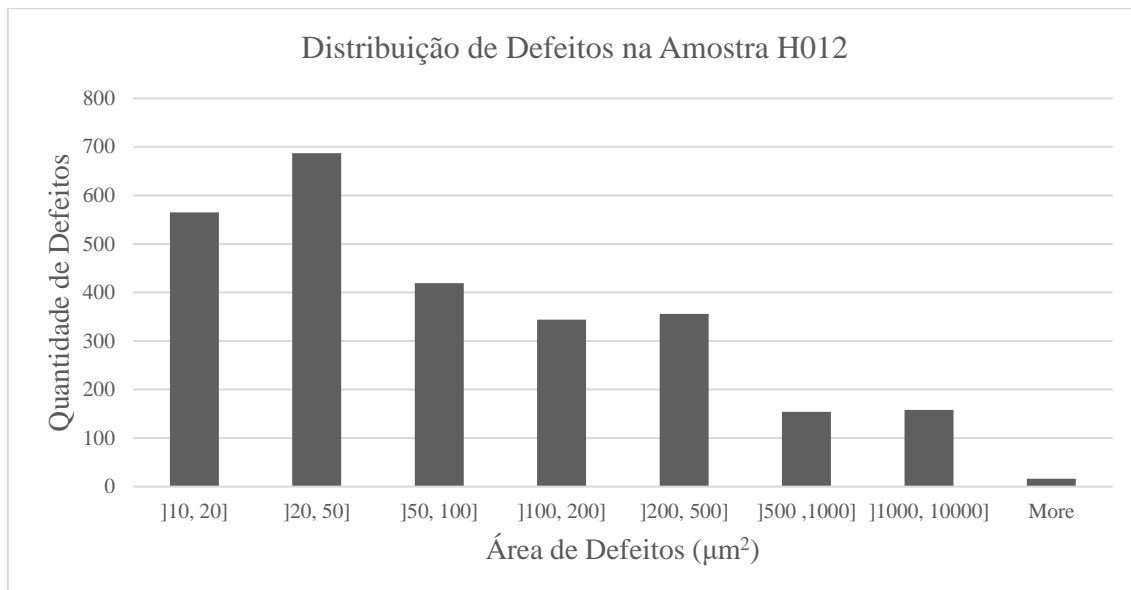
Decorative anodizing	Ability to be polished	Linear thermal expansion 293-373°K, °K ⁻¹	Electrical conductivity MS/m	Thermal conductivity W/m°K
Poor	Satisfact.	22 x 10 ⁻⁶	19 - 25	150 - 170

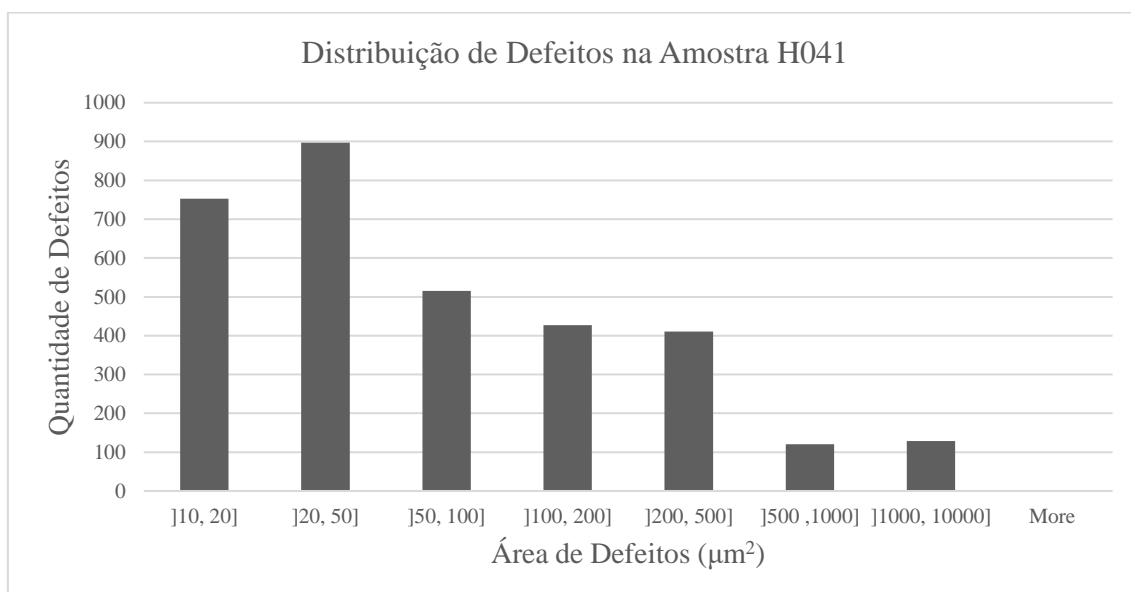
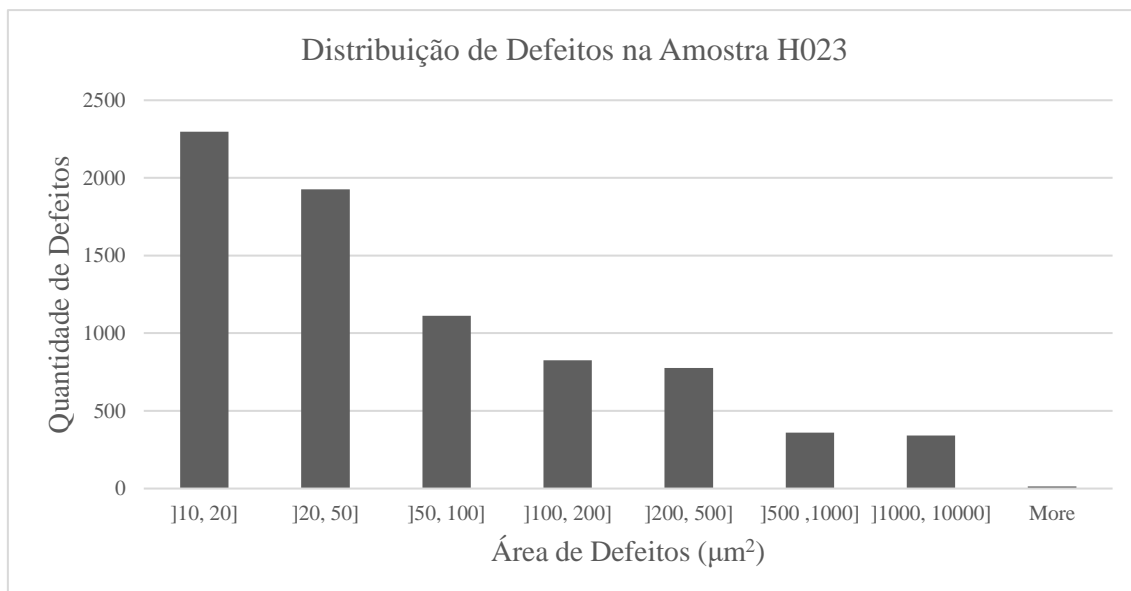
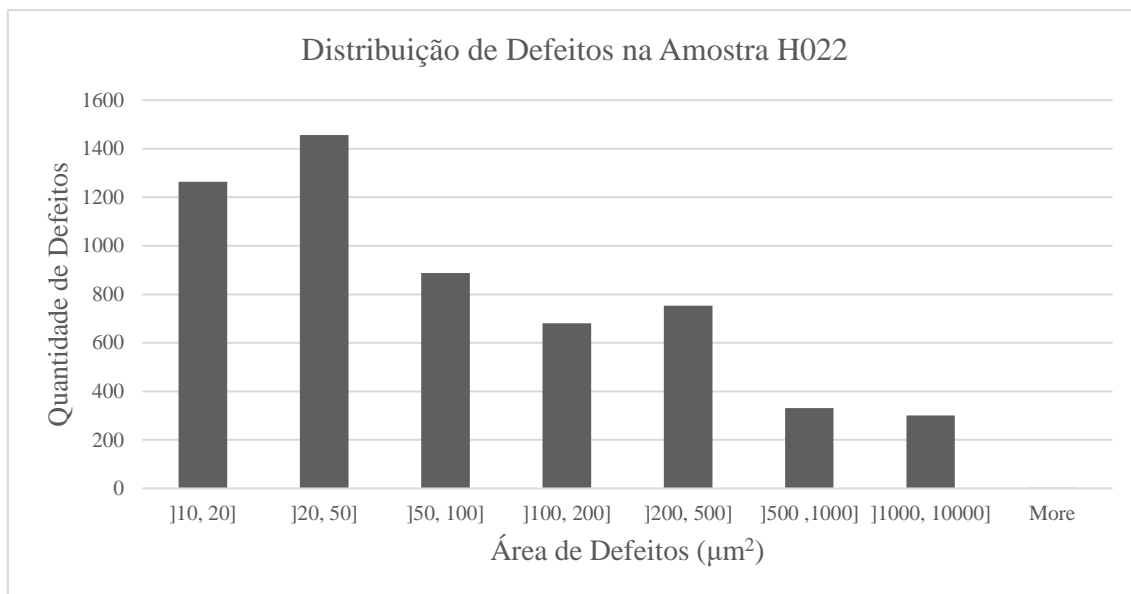


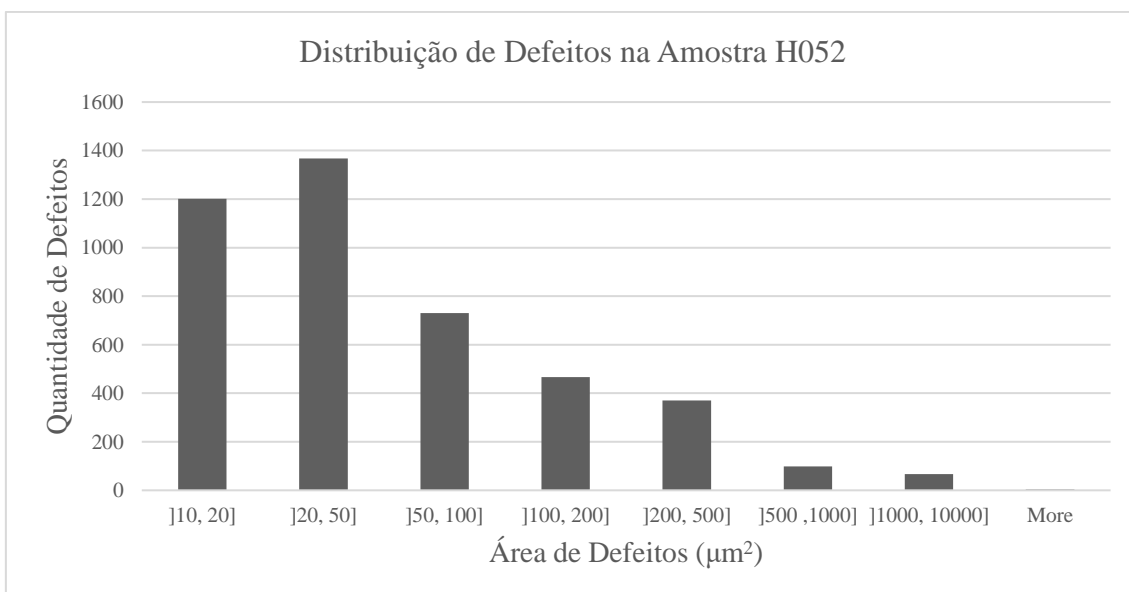
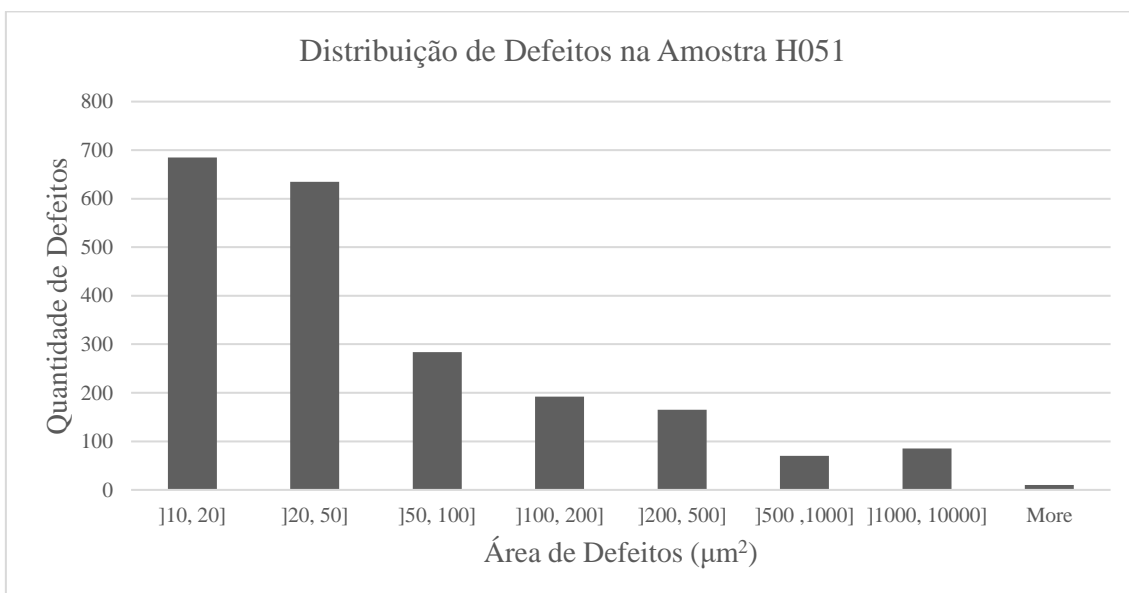
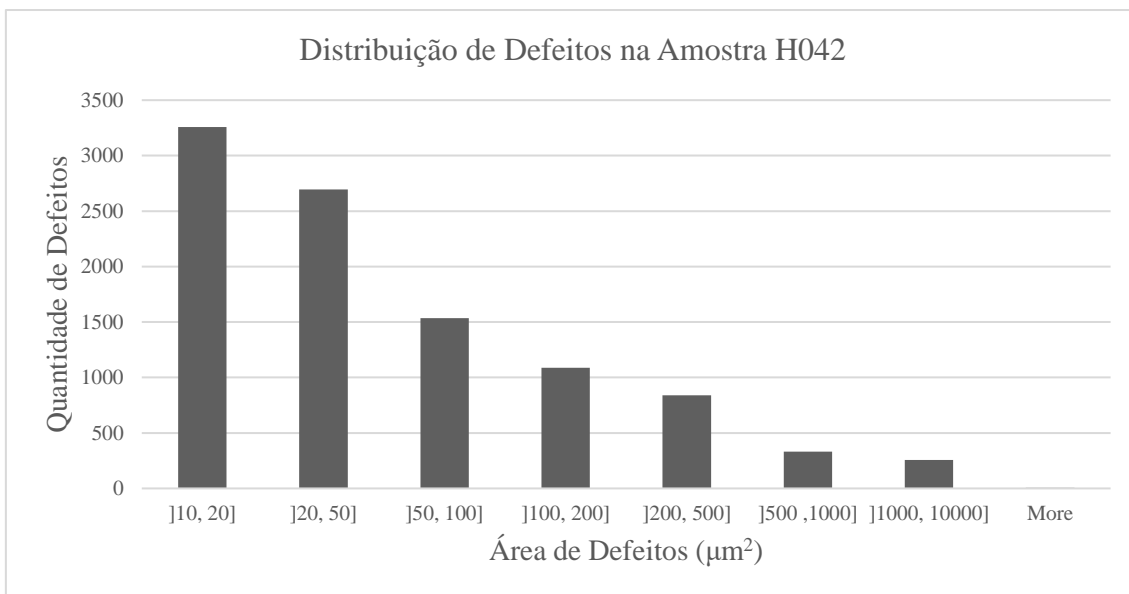
ANEXO II. FICHA TÉCNICA DA LIGA EN AC-46000

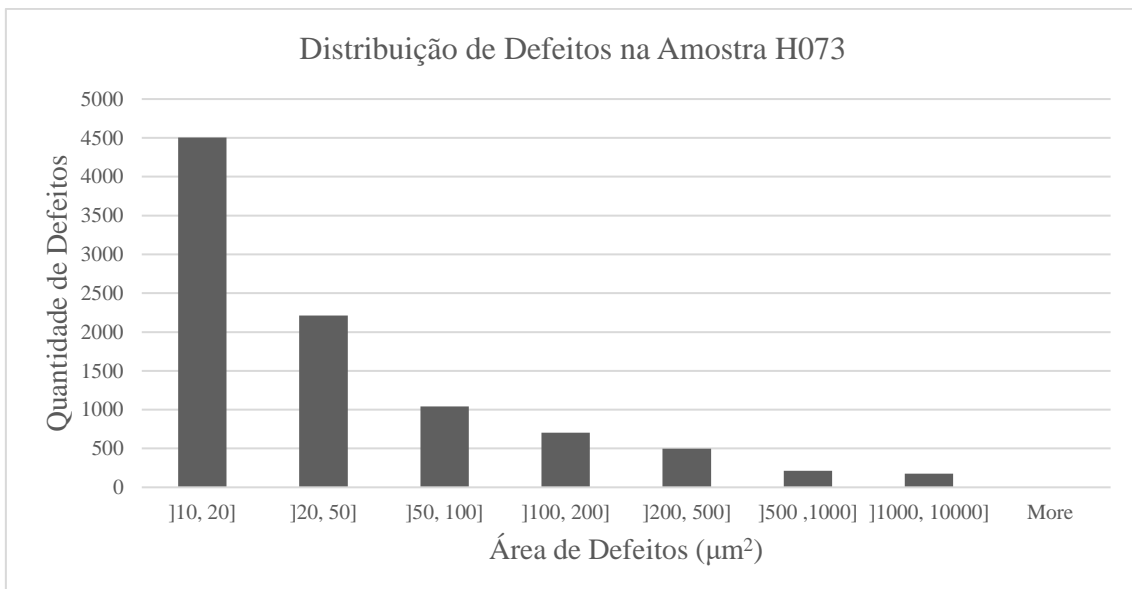
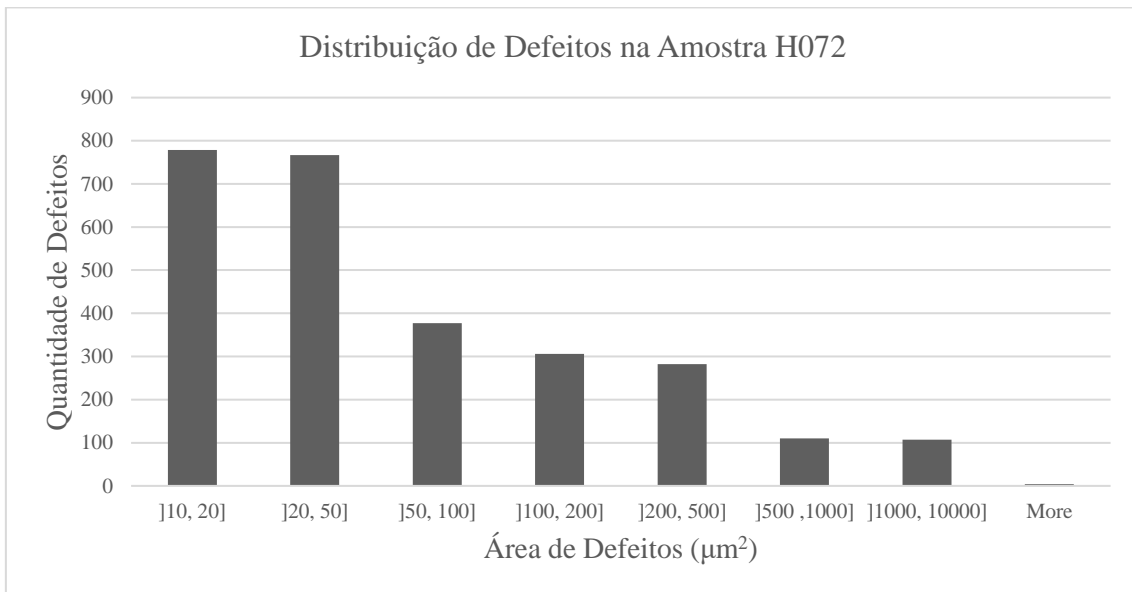
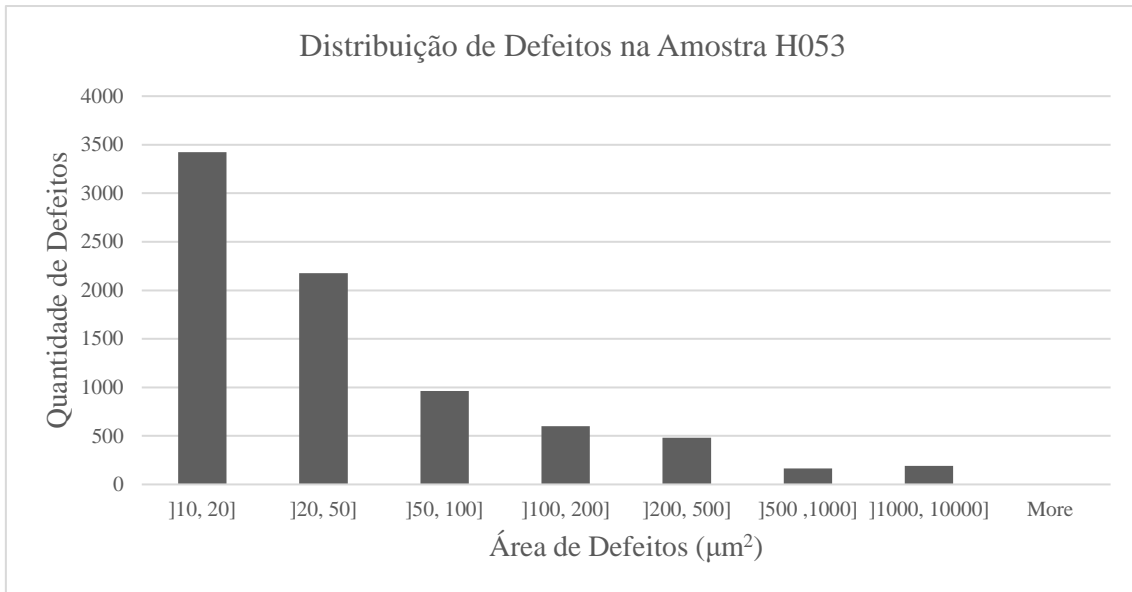
		RAFFMETAL THE ALUMINIUM EVOLUTION													
Leghe di alluminio in colata continua. Continuous casting aluminium alloys															
Standard: UNI EN 1676 and 1706 Alloy group: Al Si 9 Cu Alloy designation: EN AB and AC 46000 - Al Si 9 Cu 3 (Fe) Replaces: DIN 226 D - GD Al Si 9 Cu 3															
CHEMICAL COMPOSITION %															
ALLOY		ELEMENTS												Individual Inspection	Global Inspection
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti			
EN AB 46000	min	8,9	0,6	2,9		0,15									
	max	11,0	1,1	4,0	0,55	0,55	0,15	0,55	1,2	0,35	0,15	0,20	0,05	0,25	
DIN 226 D	min	8,9		3,00	0,10	0,10									
	max	11,0	1,0	3,50	0,5	0,50	0,10	0,30	1,20	0,20	0,10	0,15	0,05	0,25	
MECHANICAL FEATURES DETECTED FROM SEPARATE CASTING TEST SPECIMENS															
Casting process	Temper designations	Rm Tensile strength		Rp 0,2 Yield strength		A Elongation		HB Brinell hardness							
		EN 1706	DIN 1725	EN 1706	DIN 1725	EN 1706	DIN 1725	EN 1706	DIN 1725						
		Mpa	N/mm ²	Mpa	N/mm ²	%	%	HBW	HB						
SAND (as cast) Annealed															
SHELL (as cast) Annealed															
PRESSURE DIE (as cast)	F	240	240 - 310	140	140 - 240	1	0,5 - 3	90	90 - 120						
PHYSICAL PROPERTIES (Indicative values subject to the UNI EN and ex DIN Standards)															
DENSITY		2,70 Kg/dm ³		THERMAL CONDUCTIVITY at 20°C		110 - 120 W/(m K)									
MELTING RANGE or MELTING POINT		590 °C		LINEAR THERMAL EXPANSION from 204 100°C		24 10-6/K									
		590 °C		LINEAR THERMAL EXPANSION from 204 200°C											
SPECIFIC HEAT (at 100°C)		0,88 J/gK		LINEAR THERMAL EXPANSION from 204 300°C											
LINEAR SHRINKAGE IN SAND				SUGGESTED MAXIMUM TEMPERATURE		750 °C									
LINEAR SHRINKAGE IN SHELL PROCESS				SUGGESTED CASTING TEMPERATURE											
LINEAR SHRINKAGE IN HIGH PRESSURE		0,4 - 0,6 %		*In sand											
ELECTRIC CONDUCTIVITY		12 - 17 MS/m		*In shell											
MODULUS OF ELASTICITY		7500 Kg/mm ²		*In pressure die		620-710 °C									
TECHNOLOGICAL FEATURES, QUALITATIVE INDICATIONS															
STRENGTH AT ELEVATED TEMPERATURE (> 200°C)		GOOD		RESISTANCE TO HOT TEARING		MEDIUM									
GENERAL RESISTANCE TO CORROSION		LOW		PRESSURE TIGHTNESS		MEDIUM									
MACHINABILITY		EXCELLENT		WELDABILITY		GOOD									
CASTABILITY		GOOD		DECORATIVE ANODISING		INSUFFICIENT									
POLISHING		MEDIUM		PROTECTIVE ANODISING		MEDIUM									
AZIENDA CON SISTEMA DI GESTIONE PER LA QUALITÀ CERTIFICATO DA DNV = UNI EN ISO 9001:2008 =		Raffmetal S.p.A. via moliniga, 10 20070 Casale (BG) telefono 030.100 fax 030.109.227 qualità@raffmetal.it vendite@raffmetal.it				AZIENDA CON SISTEMA DI GESTIONE AMBIENTALE CERTIFICATO DA DNV = UNI EN ISO 14001:2004 =									

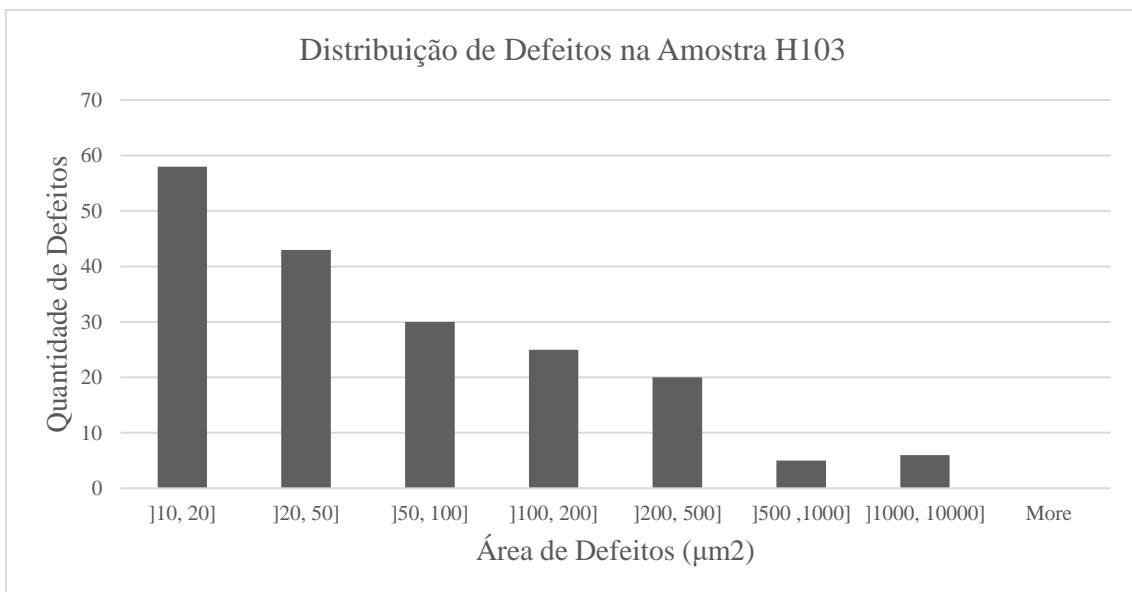
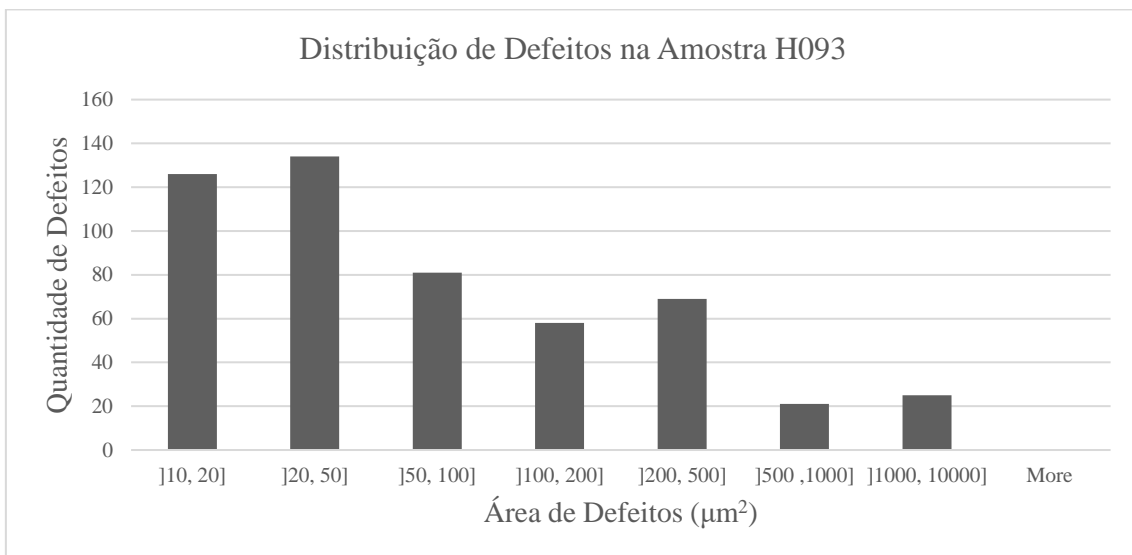
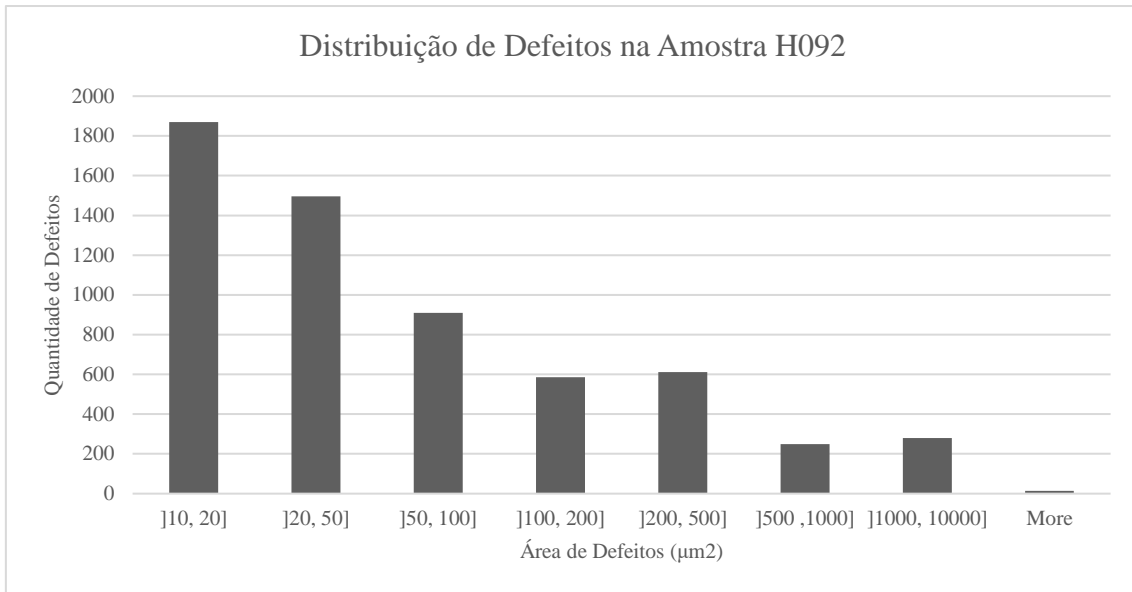
ANEXO III. DISTRIBUIÇÃO DE DEFEITOS DE AMOSTRAS DA PEÇA OBTIDA POR HPDC











ANEXO IV. DISTRIBUIÇÃO DE DEFEITOS DE AMOSTRAS DA PEÇA OBTIDA POR *RHEOCASTING*

